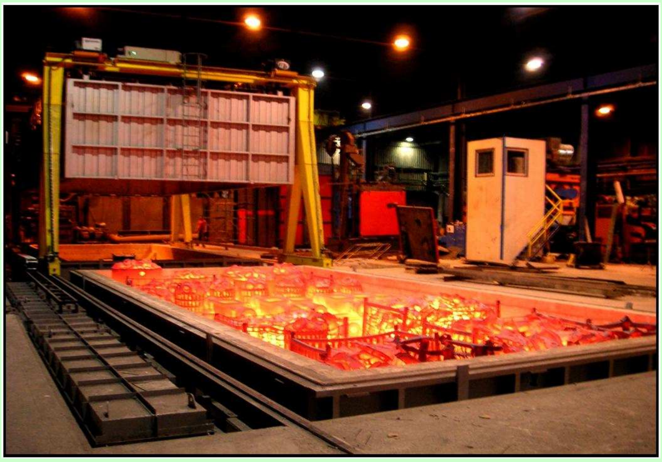
UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES CUAUTITLÁN

DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA

“ACEROS, ESTRUCTURAS Y TRATAMIENTOS TÉRMICOS”



M.I. FELIPE DÍAZ DEL CASTILLO RODRÍGUEZ
M.I. ALBERTO REYES SOLÍS.

CUAUTITLÁN IZCALLI. 2012

ÍNDICE

Pág.

CAPÍTULO 3
TRATAMIENTOS TÉRMICOS DEL ACERO.

CAPÍTULO 4
EFECTO DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN

INTRODUCCIÓN

El estudio de los aceros es importante debido a que ellos representan por mucho los materiales metálicos más ampliamente usados, primeramente por el hecho de que pueden ser manufacturados en grandes cantidades en especificaciones muy precisas, a un costo relativamente bajo. También proporcionan un rango extenso de propiedades mecánicas, desde niveles de resistencia moderada con excelente ductilidad y tenacidad hasta muy altas resistencias con una ductilidad adecuada. Por esto, no debe de sorprender que los hierros y los aceros comprenden hoy en día,, sobre el 80 % en peso de las aleaciones de uso industrial.

Los aceros forman quizás el grupo más complejo de aleaciones de uso común. Por esto, al estudiarlos es útil considerar en primer término el comportamiento del hierro puro, a continuación las aleaciones hierro-carbono y posteriormente examinar una serie de conocimientos que surgen cuando se agregan elementos de aleación. El hierro puro no es un material fácil de producir, lográndose en la actualidad hierros de gran pureza (impurezas en el orden de unos cientos de partes por millón); sin embargo, el hierro de esta pureza es extremadamente bajo en resistencia mecánica motivo por el cual es necesario alearlo a fin de elevar ésta y hacer de dichas aleaciones (los aceros) el grupo de materiales de uso tan extenso hoy en día.

Considerando que el gran número de propiedades mecánicas que pueden imprimirse a los aceros, son en su gran mayoría el resultado de los tratamientos térmicos a los que pueden sujetarse estos materiales metálicos, es necesario entender la gran importancia que tienen estos en sus procesos de conformado.

Los Tratamientos Térmicos en verdad son una ciencia y además una ciencia exacta, es decir, no son procesos en los que el azar o el destino proporcionan la mejor solución. Mucha gente de la industria piensa que los tratamientos térmicos son procesos que no necesitan el grado de Competencia o de Conocimientos Teóricos que algunos otros procesos industriales requieren; sin embargo, los conocimientos teóricos en los que se basan estos, solamente los llegan a adquirir aquellos Ingenieros cuya visión va más haya de la concepción de que los tratamientos térmicos son "meras recetas" que ya se tienen bien definidas a nivel industrial y que por ello no requieren de conocimientos teóricos profundos, es decir, no cabe otra solución que la de conocer el comportamiento de los metales científicamente por el conocimiento de su naturaleza íntima y de las leyes que ésta les impone, pues con ello, aunque no nos sea conocida concretamente una propiedad determinada, se conocerá la trama que liga a todos ellos y por tanto, el ingeniero que posea tales conocimientos fundamentales estará en condiciones de estudiar utilitariamente las diversas aleaciones industriales y desarrollar científicamente su labor, pues el mecanismo íntimo de los diversos fenómenos metálicos le será conocido y ello le permitirá ir con paso seguro del terreno, y generar todas las tareas que le sean exigidas dentro de su ámbito de desarrollo profesional.

Este libro ayuda a comprender porque los aceros han tomado esta posición preeminente y examina con detalle los fenómenos cuyo entendimiento permite que se logren las propiedades deseadas, con base en los aspectos teóricos y prácticos y su conexión permitiendo un mejor conocimiento de los aceros y sus tratamientos térmicos

CAPÍTULO 1

CONCEPTOS DE LA METALURGIA FÍSICA

1.1.-EL ÁTOMO

Es la unidad más pequeña posible de un elemento químico, figura 1.1. En la filosofía de la antigua Grecia, la palabra "átomo" se empleaba para referirse a la parte de materia más pequeña que podía concebirse. Esa "partícula fundamental", por emplear el término moderno para ese concepto, se consideraba indestructible. De hecho, átomo significa en griego "no divisible". El conocimiento del tamaño y la naturaleza del átomo avanzaron muy lentamente a lo largo de los siglos ya que la gente se limitaba a especular sobre él.

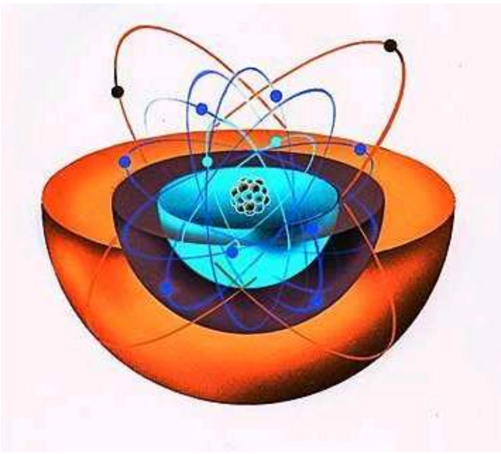


Figura 1.1.- Átomo

1.2- TEORÍA DE DALTON

John Dalton, profesor y químico británico, estaba fascinado por el rompecabezas de los elementos. A principios del siglo XIX estudió la forma en que los diversos elementos se combinan entre sí para formar compuestos químicos. Aunque muchos otros científicos, empezando por los antiguos griegos, habían afirmado ya que las unidades más pequeñas de una sustancia eran los átomos, se considera a Dalton como una de las figuras más significativas de la teoría atómica porque la convirtió en algo cuantitativo. Dalton mostró que los átomos se unían entre sí en proporciones definidas. Las investigaciones demostraron que

los átomos suelen formar grupos llamados moléculas. Cada molécula de agua, por ejemplo, está formada por un único átomo de oxígeno (O) y dos átomos de hidrógeno (H) unidos por una fuerza eléctrica denominada enlace químico, por lo que el agua se simboliza como HOH o H_2O, figura 1.2.

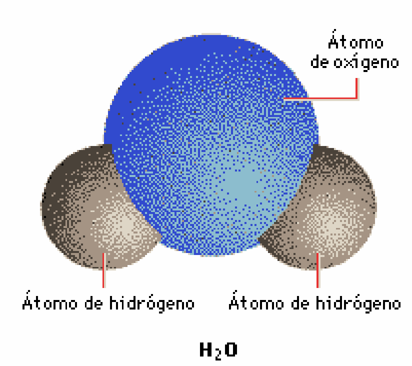


Figura 1.2.- Una molécula de agua está formada por un átomo de oxígeno y dos de hidrógeno, que forman un ángulo de 105°.

Todos los átomos de un determinado elemento tienen las mismas propiedades químicas. Por lo tanto, desde un punto de vista químico, el átomo es la entidad más pequeña que hay que considerar. Las propiedades químicas de los elementos son muy distintas entre sí; sus átomos se combinan de formas muy variadas para formar numerosísimos compuestos químicos diferentes. Algunos elementos, como los gases nobles helio y argón, son inertes; es decir, no reaccionan con otros elementos salvo en condiciones especiales. Al contrario que el oxígeno, cuyas moléculas son diatómicas (formadas por dos átomos), el helio y otros gases inertes son elementos monoatómicos, con un único átomo por molécula.

1.3.- EL ÁTOMO NUCLEAR DE RUTHERFORD

El descubrimiento de la naturaleza de las emisiones radiactivas permitió a los físicos profundizar en el átomo, que según se vio consistía principalmente en espacio vacío. En el centro de ese espacio se encuentra el núcleo, que sólo mide, aproximadamente, una diezmilésima parte del diámetro del átomo. Rutherford dedujo que la masa del átomo está concentrada en su núcleo, figura 1.3. También postuló que los electrones, de los que ya se sabía que formaban parte del átomo, viajaban en órbitas alrededor del núcleo. El núcleo tiene una carga eléctrica positiva; los electrones tienen carga negativa. La suma de las cargas de

los electrones es igual en magnitud a la carga del núcleo, por lo que el estado eléctrico normal del átomo es neutro.

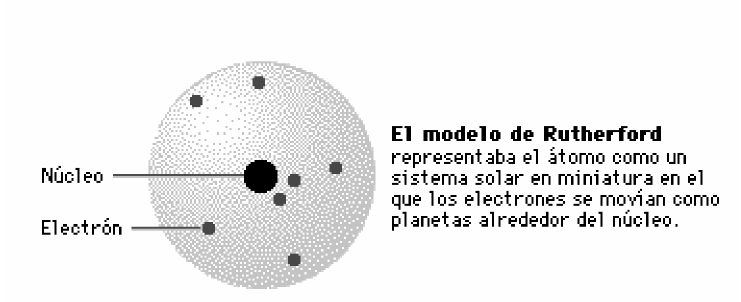


Figura 1.3.- Modelo atómico de Rutherford

1.4.-EL ÁTOMO DE BOHR

Para explicar la estructura del átomo, el físico danés Niels Bohr desarrolló en 1913 una hipótesis conocida como teoría atómica de Bohr. Bohr supuso que los electrones están dispuestos en capas definidas, o niveles cuánticos, a una distancia considerable del núcleo, figura 1.4. La disposición de los electrones se denomina configuración electrónica. El número de electrones es igual al número atómico del átomo: el hidrógeno tiene un único electrón orbital, el helio dos y el uranio 92. Las capas electrónicas se superponen de forma regular hasta un máximo de siete, y cada una de ellas puede albergar un determinado número de electrones. La primera capa está completa cuando contiene dos electrones, en la segunda caben un máximo de ocho, y las capas sucesivas pueden contener cantidades cada vez mayores. Ningún átomo existente en la naturaleza tiene la séptima capa llena. Los "últimos" electrones, los más externos o los últimos en añadirse a la estructura del átomo, determinan el comportamiento químico del átomo.

Todos los gases inertes o nobles (helio, neón, argón, criptón, xenón y radón) tienen llena su capa electrónica externa. No se combinan químicamente en la naturaleza, aunque los tres gases nobles más pesados (criptón, xenón y radón) pueden formar compuestos químicos en el laboratorio. Por otra parte, las capas exteriores de los elementos como litio, sodio o potasio sólo contienen un electrón. Estos elementos se combinan con facilidad con otros elementos (transfiriéndoles su electrón más externo) para formar numerosos compuestos químicos.

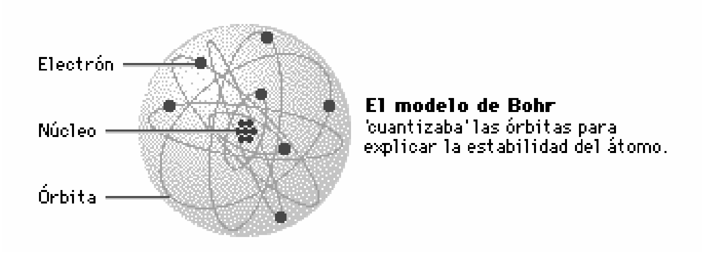


Figura 1.4.- Modelo atómico de Bohr

1.5.- EL ENLACE ENTRE ÁTOMOS Y SU CONSECUENCIA

La naturaleza esencialmente cristalina de los metales pocas veces se pone de manifiesto en los productos terminados. Sin embargo, las propiedades de los cristales individuales de un metal son las que determinan su utilidad tecnológica e influyen de manera importante en el proceso de elaboración de piezas metálicas.

El criterio ampliamente aceptado para definir un sólido metálico es:

"Los átomos o moléculas de un sólido están dispuestos en un arreglo de tres dimensiones llamado estructura cristalina"

Cabe mencionar que aunque todos los sólidos metálicos poseen una estructura cristalina, la gamma de diferentes propiedades prácticamente es infinita, como consecuencia de las variaciones del tipo de enlace atómico, de los que se pueden distinguir:

- ***Enlace iónico***
- ***Enlace covalente***
- ***Enlace metálico***

Es importante considerar que la forma de unión entre átomos juega un papel fundamental en el tipo de sólido que se obtendrá; así, se puede asociar a cada uno de los enlaces enlistados arriba un determinado tipo de material, como son: los cerámicos, los polímeros y los metales, respectivamente.

En nuestro caso estamos interesados en los metales, motivo por el cual es de gran interés el conocer como son los arreglos atómicos tridimensionales que se presentan en los metales de mayor uso en ingeniería.

1.5.1.- Enlace iónico

El enlace iónico, llamado también enlace heteropolar, puede considerarse como el enlace o unión química más simple de visualizarse debido a su naturaleza casi totalmente electrostática. Este enlace se lleva a cabo entre elementos electropositivos (metales, esto es, aquellos elementos a la izquierda de la tabla periódica) y elementos electronegativos (no metales, esto es, aquellos elementos a la derecha de la tabla periódica). El $NaCl$ *y el* MgO *son ejemplo de sólidos en los cuales domina el enlace de tipo iónico. La formación del* $NaCl$ *involucra la transferencia de electrones de valencia desde los átomos de* Na *hacia los átomos de* Cl*. Como resultado de esta transferencia de electrones se forman cationes de una sola carga,* Na^+ *y aniones* Cl^- *también con una sola carga, ambos con una configuración de gas noble, neón y argón, respectivamente. La formación de cationes y aniones hace surgir una fuerza electrostática la cual mantendrá unidos a ambos iones. El producto final será la aparición de un gran número de cristalitos de sal.*

1.5.2.-Enlace Covalente

El enlace covalente, a diferencia del enlace iónico, se caracteriza por una compartición de electrones (electrones de valencia) entre pares de átomos, más que una cedencia de electrones de un átomo a otro, con lo cual ambos átomos involucrados completarán (en la mayoría de los casos) el octeto, es decir, van a adquirir una configuración de gas noble. Cabe mencionar que en este enlace ninguno de los átomos involucrados obtiene una posesión completa de los electrones que forman la unión.

El caso más simple de unión covalente tiene lugar en la formación de la molécula de hidrógeno. Cuando dos átomos de hidrógeno se combinan para formar una molécula, comparten su electrón de valencia, lo cual se puede representar de la siguiente forma:

$$H^{\circ} + H^{\circ} \longrightarrow H\!:\!H$$

Esta molécula se caracteriza por una densidad electrónica alta (concentración de carga negativa) entre los núcleos (protones) debido a que los electrones compartidos pasan más tiempo en ese lugar. La compartición de electrones, característica de la unión covalente o unión homopolar, también se da en moléculas como: N_2, O_2, F_2, *etc., en esos casos los electrones involucrados son los que se localizan en los suborbitales p. Por la forma del suborbital p, la compartición de estos electrones le confiere un carácter direccional al enlace covalente.*

1.5.3.- Enlace Metálico

Otro tipo de unión química, la cual está confinada a los metales, es el enlace metálico. En la unión metálica ideal los electrones de valencia no se encuentran unidos a ningún par particular de átomos sino que se mueven libremente a través del metal. Las propiedades conocidas de los metales, tales como la alta conductividad eléctrica y térmica, soportan la visión conceptual de que los electrones de valencia nunca permanecen cerca de algún átomo en particular por mucho tiempo sino que ellos se mueven de una manera al azar a través de todo el metal. De esta manera se puede visualizar el arreglo ordenado de iones en un metal, como partículas que son mantenidas juntas por un gas de electrones libres.

Esta situación se presenta por el hecho de que el número de electrones de valencia es demasiado pequeño, como para proporcionar capas completas para todos los átomos que forman el metal. Debido a la formación del gas de electrones libres, la unión metálica es no direccional. Actuando con igual fuerza en todas direcciones. Esto nos lleva a tener en muchos de los metales, estructuras cristalinas de una alta coordinación de empaquetamiento, lo que explica las propiedades únicas de los metales, así como su habilidad para formar aleaciones.

En general, se dice que los enlaces en los que existe unión de átomo a átomo son "enlaces de primer orden". Por ello, los enlaces iónico, covalente y metálico pertenecen a este grupo. Por otra parte, existen enlaces de "segundo orden", llamados "Enlaces de Van der Waals", los cuales son debidos a una débil fuerza de atracción, resultante de la polarización eléctrica de los átomos o moléculas.

1.6.- REDES ESPACIALES Y SISTEMAS CRISTALINOS

El término sólido generalmente describe un estado en el que se tiene un agregado de átomos, iones o moléculas, en el cual la sustancia posee un volumen y forma definida. La habilidad que poseen los sólidos para soportar fuerzas cortantes, así como recuperar la forma original después de haber sufrido una pequeña deformación, los distingue de los gases y de los líquidos.

La estructura de los sólidos puede variar desde cuerpos cristalinos simples a muy complejos y sólidos amorfos, de acuerdo al tipo de enlace y al arreglo geométrico de los átomos o moléculas que lo forman.

Se puede decir que la característica fundamental de un sólido cristalino es la periodicidad de su estructura. Ésta periodicidad implica que un cristal representa un arreglo ordenado de átomos o grupos de átomos en una "forma" repetitiva regular. Esta forma resulta de la repetición regular infinita en el espacio de unidades estructurales idénticas o bloques de construcción, los cuales pueden ser muy simples o muy complejos. Los sólidos cristalinos se caracterizan entonces, por poseer un orden de largo alcance, formado por millones y millones de estas unidades estructurales, mejor conocidas como "celdas unitarias".

Con base en lo anteriormente dicho, se puede considerar una red espacial como un ordenamiento infinito de puntos en el espacio arreglados de tal forma que dividen el espacio dentro de volúmenes iguales, llenando totalmente el espacio considerado.

Cada punto, conocido como punto propio de la red cristalina, tiene alrededores idénticos con cualquier otro punto. La celda unitaria se considera como el volumen más pequeño que posee el arreglo de la red cristalina. Cuando se apila una celda unitaria con otra cara a cara, llenan totalmente el espacio, generando de esta forma la "red espacial".

Bravais demostró que existen únicamente catorce posibles arreglos de puntos en una red tridimensional, conocidas como estructuras cristalinas, las cuales surgen de siete "sistemas cristalinos" en los que todos los sólidos cristalinos entran. Dichos sistemas se muestran en la tabla 1.1.

Tabla 1.1.- Sistemas cristalinos.

Sistema cristalino	***Tipos de celda unitaria***	***Ejes***	***Ángulos axiales***
Cúbico	*CS, FCC, BCC*	$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90°$
Tetragonal	*TS, BCT*	$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90°$
Ortorrómbico	*OS. bCO, BCO, FCO*	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90°$
Romboedral (trigonal)	*RS*	$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma \neq 90°$
Hexagonal	*HS, HC*	$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = 90°$ $\gamma = 120°$
Monoclínico	*MS, bCM*	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \gamma = 90° \neq \beta$
Triclínico	*TS*	$a \neq b \neq c$	$\alpha \neq \beta \neq \gamma$

La geometría de una red espacial o sistema cristalino, está completamente definida por las constantes de la red (longitud de los lados) a, b y c, y los ángulos interaxiales α, β, γ. *Del total de las catorce celdas unitarias existentes, sólo algunas poseen importancia para el estudio de los metales.*

La figura 1.5 muestra seis de las celdas unitarias que se presentan con mayor frecuencia en los metales y aleaciones. En los cristales cúbicos el parámetro de la red tiene el mismo valor en las tres direcciones del cristal y suele denotarse por la letra "a". Sin embargo, en otros cristales el parámetro de la red puede tener tres valores diferentes.

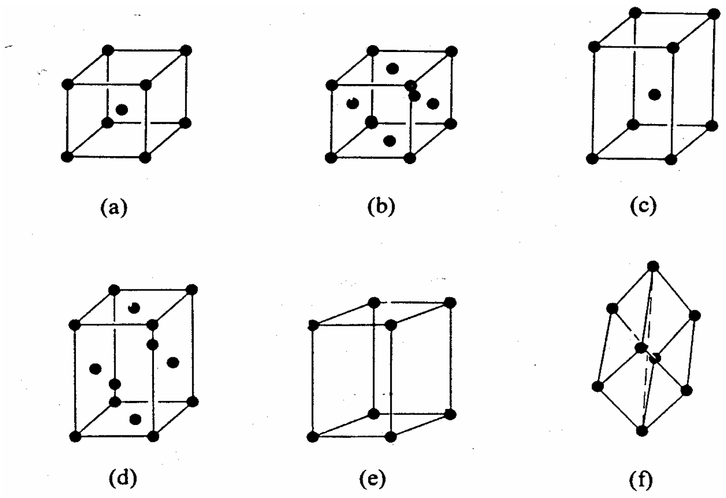


Figura 1.5.- Representación esquemática de las seis celdas unitarias más importantes en los metales: a) Cúbica a cuerpo centrado, b) Cúbica a caras centradas, c) Tetragonal a cuerpo centrado, d) Ortorrómbica a caras centradas, e) Hexagonal simple y f) Romboédrica.

La Celda Hexagonal compacta, característica del magnesio y algunos otros metales puros, puede considerarse formada por tres celdas unitarias de la celda Hexagonal simple como se muestra en la figura 1.6 (a)

En la figura 1.6 (b) y (c) se muestra la celda hexagonal compacta, en la que se ve la secuencia de apilamiento de "planos compactos" que la constituyen y que es: AB, AB, AB…., cabe mencionar que dentro del sistema cristalino cúbico, únicamente la estructura cristalina cúbica a caras centradas (FCC), figura 1.6 (d), está formada por planos compactos, pero siguiendo una secuencia de apilamiento dada por: ABC, ABC, ABC…, por lo que esta estructura posee la celda unitaria más compacta del sistema cúbico.

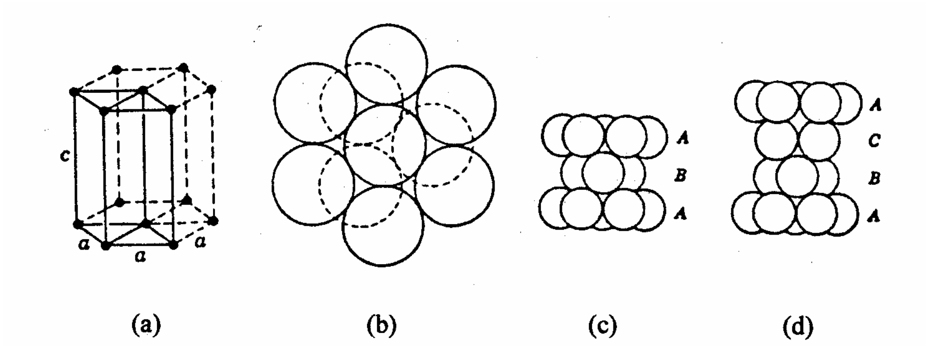


Figura 1.6.- Celda Hexagonal Compacta. a) Celda hexagonal compacta con una celda simple mostrada por la línea de trazo continuo; b) Empaquetamiento de esferas de las dos primeras capas; c) Arreglo hexagonal compacto mostrando la secuencia de apilamiento ABA; d) Secuencia de apilamiento ABCA para una estructura FCC.

En este punto es importante mencionar que dentro de una celda unitaria se pueden designar posiciones, direcciones y planos a partir de un sistema de ejes coordenados, que para el sistema cúbico se denota por a_1, a_2, a_3. Las posiciones se denotan por tres números separados por comas y que están dados con base en el valor unitario que posee cada lado de la celda, ver la figura 1.7(a). Las direcciones se denotan por tres números encerrados entre paréntesis cuadrados [h k l] y puede definirse como una línea o "vector" que une cualquiera dos puntos de la red. Cualquier otra línea paralela a esa dirección cristalográfica forma parte de una familia de direcciones, la cual se identifican por ir encerrada entre paréntesis triangulares, <h k l> y está formada por todas las posibles combinaciones de los tres dígitos que designan la familia, incluyendo los índices negativos. Los índices de una dirección son simplemente las componentes vectoriales de ella, resueltas a lo largo de cada eje, figura 1.7(b).

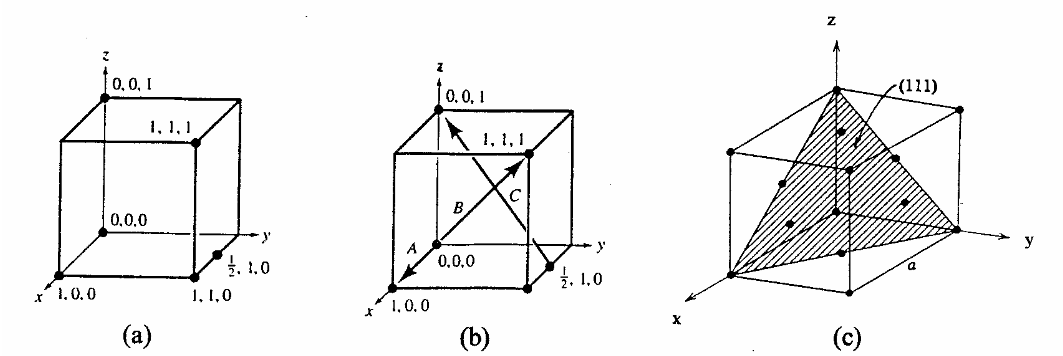


Figura 1.7- a) Forma en la que se denotan las posiciones en una celda unitaria cúbica. b) Índices cristalográficos para las direcciones: A [100], B [111], C[122] . c) Índices de Miller para el plano (111) en una celda unitaria cúbica.

Los planos en una celda cúbica se representan por dígitos encerrados entre paréntesis, (h k l), conocidos como "Índices de Miller", los cuales son iguales a los recíprocos de las correspondientes intersecciones con los ejes, figura 1.7 (c). Al igual que en el caso de las direcciones, para los planos también se tienen familias, denotadas por llaves, {h k l} y están formadas por todas las posibles combinaciones de los índices de Miller, incluyendo índices negativos.

Es importante tener presente que muchos de los elementos existen en formas cristalinas diferentes, que dependen de condiciones externas como la temperatura y la presión. Este fenómeno se llama "Alotropía o Polimorfismo". Bajo las condiciones normales de presión atmosférica, cada estado alotrópico de un metal existe en equilibrio durante un intervalo de

temperatura. El ejemplo más conocido es el que presenta el hierro: a temperaturas por debajo de los 908 ºC, los átomos de hierro se encuentran formando una red espacial cúbica a cuerpo centrado, (BCC). Al calentar el hierro por arriba de los 908 ºC y hasta los 1401 ºC los átomos de hierro se encuentran formando una red cúbica a caras centradas, (FCC). Al calentar el hierro por encima de los 1401 ºC y hasta los 1538 ^{0}C se produce un segundo cambio alotrópico, formándose nuevamente una estructura cúbica a cuerpo centrado, (BCC), como se muestra en la figura 1.8. Estos cambios alotrópicos son el resultado de un cambio en la temperatura, lo que se refleja en un "reacomodo" de los átomos para formar distintas estructuras cristalinas; la alotropía es un fenómeno que resalta la importancia de los cambios de temperatura en los metales, a continuación se analizan otros fenómenos dependientes de la temperatura.

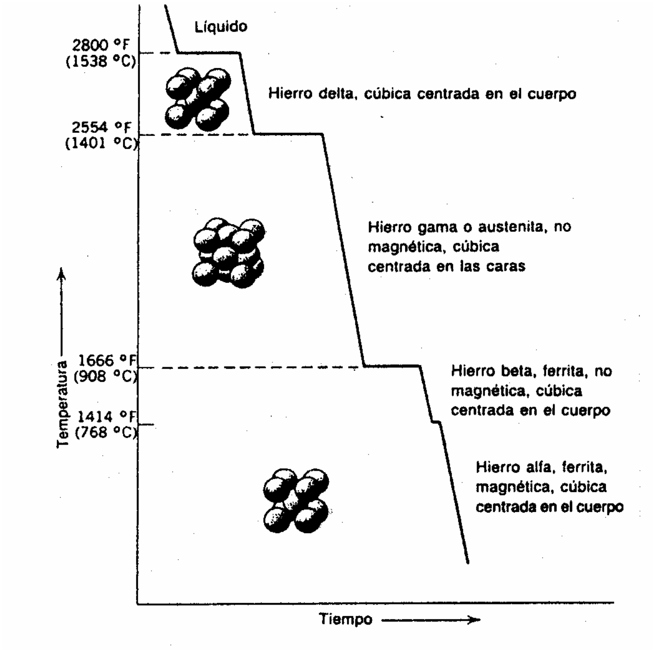


Figura 1.8.- Diagrama de enfriamiento mostrando la alotropía del hierro puro.

1.7 .- EL EFECTO DEL CALOR SOBRE LOS METALES

En el párrafo anterior se mencionó la importancia de la temperatura sobre la estructura cristalina de algunos metales y aleaciones. Además del fenómeno de alotropía, existen otros fenómenos dependientes de la temperatura, entre los que destacan:

- ***Difusión***
- ***Termofluencia***
- ***Transformación de fase***

Cada uno de estos fenómenos afecta las propiedades del material, algunas veces en forma benéfica y otras no. En el caso de los tratamientos térmicos el primero y el tercero son los de mayor importancia, motivo por el cual se analizan a continuación.

1.7.1.- Difusión

La difusión se puede definir como el movimiento o transporte de átomos a través de la estructura cristalina que forma el metal. Este movimiento de átomos se lleva a cabo de una posición reticular a otra o de una posición intersticial a otra.

El movimiento de los átomos de un metal puro o del elemento base o solvente se conoce como "difusión propia", mientras que la difusión de un metal como elemento de aleación en otro metal (base), se conoce como "difusión sustitucional" (si la solución que forman ambos elementos es del tipo sustitucional) o "difusión intersticial" (si la solución formada es del tipo intersticial).

El movimiento de los átomos dentro de un sólido metálico, en el caso de difusión propia y difusión sustitucional, depende de la existencia de "sitios vacantes o vacancias", las cuales son un tipo de defecto que posee todo metal y el cual es dependiente de la temperatura, su dependencia es de forma exponencial, por lo que a mayor temperatura mayor concentración de sitios vacantes, con el consecuente aumento en la difusión atómica, además de que a mayor temperatura mayor energía poseen los átomos, aumentando por tanto la frecuencia de salto de los mismos de un sitio vacante a otro.

Cuantitativamente el fenómeno de la difusión puede evaluarse por medio de las dos "leyes de Fick". La primera ley de Fick, aplicable para aquellos fenómenos de difusión que pueden considerarse independientes del tiempo, se expresa matemáticamente como:

$$J = -D\frac{dc}{dx} \quad \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots \quad (1.1)$$

Donde:

J = Flujo de átomos dado en átomos/(cm^2 segundo)
D = Coeficiente de difusión en cm^2/segundo
C = Concentración de átomos en átomos/cm^3

La Ec. (1.1) indica que el gradiente de concentración $\frac{dc}{dx}$ *es directamente proporcional al flujo J, pero ocurriendo en dirección opuesta.*

Con excepción de algunos casos especiales, la difusión no es un proceso de estado estacionario, ya que la concentración depende de la posición en el espacio y en esta posición depende además del tiempo, es decir, la concentración se puede expresar de la siguiente forma:

$$c = f(x,t) \quad \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots \quad (1.2)$$

Los fenómenos dependientes del tiempo son evaluados por una ecuación de la forma:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D\frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \quad \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots \quad (1.3)$$

conocida como la "segunda ley de Fick", cuya solución puede ser expresada en términos de una función de error y es de la forma:

$$\frac{C_s - C_x}{C_s - C_0} = ferr\left\{\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right\} \quad \ldots\ldots\ldots \quad (1.4)$$

Donde:

C_s = *Concentración en la superficie del metal*
C_0 = *Concentración original del metal*
C_x = *Concentración en el punto x*
x = *distancia desde la superficie en cm*
t = *Tiempo en segundos*
D = *Coeficiente de difusión*

Es importante tener presente que el coeficiente de difusión es una cantidad dependiente de la temperatura y esta dependencia es de tipo exponencial. El coeficiente de difusión se puede

expresar en términos de una energía de activación para la difusión y está expresado por medio de la siguiente ecuación:

$$D = D_o e^{\frac{-Q_D}{RT}} \quad \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots.. \quad (1.5)$$

Donde:

D_o = Cte. [cm^2/s]

Q_D = Energía de activación para la difusión [Kcal/mol]

R = 1.987 [cal/mol ºK]

T = Temperatura [ºK]

Las transformaciones alotrópicas del hierro y otros metales, la formación de constituyentes como la ferrita y la formación de distintas fases que aparecen en sistemas de aleación según los distintos diagramas de equilibrio, están asociados a fenómenos de transporte en estado sólido, que requieren del movimiento de los átomos a través de la estructura cristalina del sólido, es decir, requieren del fenómeno de difusión para llevarse a cabo.

Tomando en consideración la importancia que tienen las aleaciones Hierro - Carbono dentro de la industria metal - mecánica, es de esperarse que la temperatura jugará un papel de suma importancia en el estudio de las transformaciones en el acero, ya que es el primer parámetro de influencia sobre la difusión (ver la Ec. (1.5)).

1.7.2.- Termofluencia

La termofluencia es una deformación de tipo plástico, se puede definir como la deformación lenta y progresiva de un material conforme transcurre el tiempo, bajo un esfuerzo constante y en presencia de una cierta temperatura. El fenómeno de la termofluencia se observa en metales, cristales iónicos y covalentes y en materiales amorfos tales como vidrios y polímeros superiores.

Los metales exhiben termofluencia a una temperatura $T \geq 0.4T_m$ *donde* T_m *es la temperatura de fusión del metal en grados absolutos. Los materiales amorfos son muy sensibles a la temperatura para la termofluencia.*

El problema de la termofluencia se presenta principalmente en los aceros llamados refractarios, los cuales se utilizan a temperaturas elevadas y por lo tanto deben de resistir el ataque de gases corrosivos (oxidación) y no deben deformase demasiado bajo la influencia de cargas mecánicas. El fenómeno de la termofluencia tiene relación directa con fenómenos de difusión, por lo tanto a mayor temperatura mayor tendencia a la termofluencia.

El método usual de realizar una prueba de termofluencia consiste en sujetar la probeta a un esfuerzo tensil constante, mientras se mantiene una temperatura constante y se mide la deformación producida conforme el tiempo transcurre. La termofluencia también se determina para compresión, corte y flexión. El método general para pruebas de termofluencia está cubierto por la ASTM norma E-22-41, los datos se representan en una curva de termofluencia graficando la deformación contra el tiempo transcurrido a temperatura y esfuerzo constantes, figura 1.9.

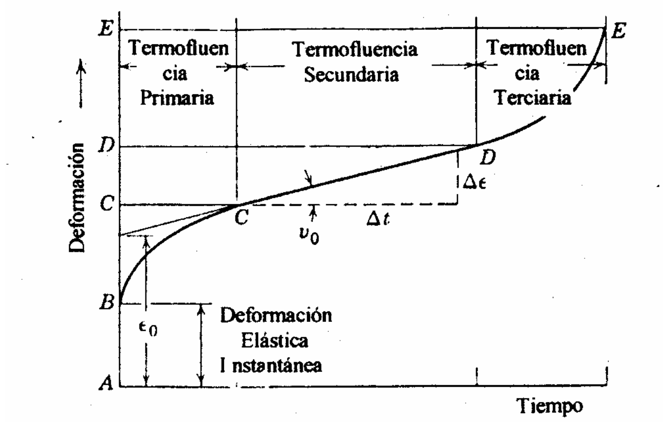


Figura 1.9. – Curva de termofluencia a temperatura y esfuerzo constantes.

De la figura 1.9 se puede ver que cuando se aplica una carga al inicio de la prueba de termofluencia, la deformación instantánea AB, es seguida por la termofluencia primaria BC; en éste primer periodo de la termofluencia la razón o velocidad de termofluencia disminuye debido al proceso de endurecimiento por trabajo, dando por resultado una deformación de la probeta. El segundo período de la curva de termofluencia es considerado como una termofluencia de estado estacionario, dado por CD. Éste período llamado "de velocidad mínima de termofluencia" se considera como un resultado del equilibrio logrado entre el proceso de endurecimiento y los efectos de la temperatura, lo que se refleja como un recocido del material. Finalmente, el tercer periodo de termofluencia, conocido como período de termofluencia

acelerada, representa un proceso de daño progresivo en la pieza, llevando a una inminente ruptura del material.

La velocidad mínima de termofluencia, $\Delta\varepsilon/\Delta t$*, está determinada por la pendiente* v_o *de la curva en el periodo de termofluencia secundaria, (CD en la curva de la figura 1.9). La termofluencia total a cualquier tiempo t se puede determinar a partir de la relación* $\varepsilon_t = \varepsilon_0 + v_0 t$ *donde* ε_o *es la intercepción de la línea CD con el eje de deformación.*

1.7.3.- Transformaciones de Fase

La alotropía que presenta el hierro y algunos otros metales son transformaciones de fase que dependen del movimiento de los átomos en el interior del material, es decir, las transformaciones de fase en un material sólido están gobernadas por la difusión de los átomos a través de la estructura cristalina que posee.

La solidificación es una de las transformaciones de fase más importante de los materiales y un entendimiento apropiado de ella es esencial en el control de muchos procesos de fabricación. Los metales cristalizan al solidificar, esta cristalización que es una transición de primer orden, se caracteriza por presentar cambios discontinuos en variables como el volumen específico, contenido calorífico y otras propiedades físicas. La cristalización involucra la iniciación de una fase sólida, denominado esto como nucleación, y el subsecuente crecimiento de los núcleos los cuales constituyen los cristales o granos que formarán el sólido. En general, la solidificación de materiales fundidos da como resultado la formación de un material policristalino. El tamaño y forma del grano, la orientación del grano y su inhomogeneidad química juegan un papel muy importante en la determinación de las propiedades finales del material.

1.7.3.1.- Nucleación

Como se mencionó anteriormente el primer paso en el crecimiento de un cristal es la formación de núcleos, los cuales pueden considerarse como un pequeño agregado de átomos o moléculas que han adquirido el arreglo cristalino que va a poseer el cristal. Éste proceso es conocido como nucleación e involucra la formación espontánea de una nueva fase dentro de una fase que ya existe.

En presencia de una solución líquida o un vapor, se puede tener una nucleación homogénea, la cual requiere de un alto grado de "supersaturación", llamada "supersaturación crítica", mientras que la nucleación desde un metal fundido requiere de un considerable grado de "sobre enfriamiento".

Cuando el metal fundido se enfría por debajo de su temperatura de fusión, se empiezan a formar al mismo tiempo núcleos en muchas partes del líquido. Para que un núcleo sea estable y pueda crecer, debe de alcanzar un cierto tamaño, llamado tamaño crítico. Así, un agregado que tiene un tamaño por debajo del "tamaño crítico" se denomina "embrión", y cuando alcanza el radio crítico será un núcleo. Núcleos con un tamaño o radio más pequeño que el crítico eventualmente se disolverán.

La nucleación puede ocurrir por tres mecanismos: nucleación homogénea, nucleación heterogénea y nucleación por cavitación.

Nucleación homogénea

En la nucleación homogénea la estabilidad de un núcleo está gobernada por dos factores:

1. *El cambio en la energía libre durante la transición líquido - sólido*
2. *El valor de la energía de superficie del núcleo (embrión) que se formó.*

En la nucleación homogénea, en un proceso de solidificación, se puede considerar que el embrión tendrá una forma esférica, figura 1.10, dado que al formarse dentro del líquido la presión hidrostática hará que asuma esta forma. De aquí el cambio en la energía libre asociado con la formación de un embrión esférico está dado por:

$$\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma \qquad \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots \quad (1.6)$$

Donde:

ΔG_V = *Cambio en la energía libre entre líquido y sólido por unidad de volumen.*

γ = *Energía libre superficial específica*

r = *Radio del embrión*

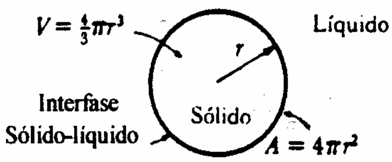


Figura 1.10.- Embrión esférico. Se crea una interfase (superficie de separación) cuando se forma un sólido a partir del líquido.

En la Ec. (1.6) el primer término de la derecha es negativo, ya que ΔGv es negativo para cualquier temperatura bajo el punto de fusión, Tm. El segundo término que representa la energía de superficie entre el embrión y la matriz es positivo, ya que γ siempre es positivo.

Para un embrión de forma esférica el primer término de la Ec. (1.6), el cual es considerado como la fuerza motriz para la creación de la interfase sólido - líquido, disminuye como r^3, mientras que la fuerza que retarda el proceso de formación del embrión, que es la energía de superficie, aumenta como r^2. La figura 1.11 muestra una gráfica de ΔG contra el radio del embrión, en ella se puede apreciar que ΔG alcanza su máximo para r = r, denotada por ΔG*, siendo r* el "radio crítico del embrión".*

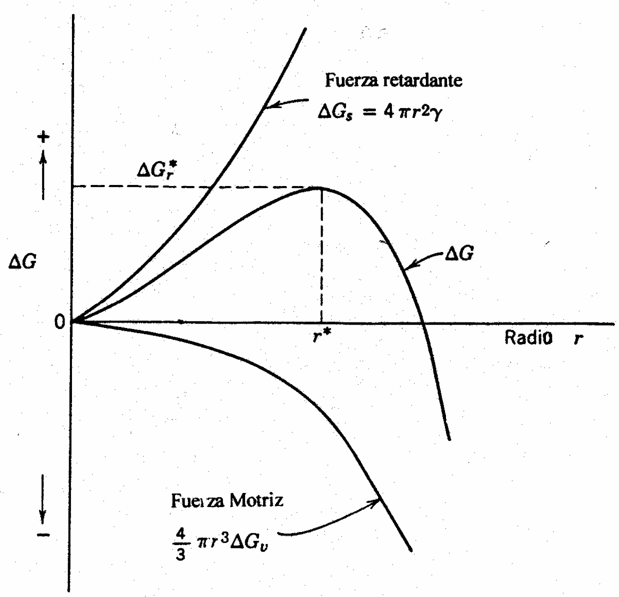


Figura 1.11.- Variación de la energía Libre ΔG con el radio del núcleo

Diferenciando la Ec. (1.6) con respecto a r, igualándola a cero y evaluándola en r = r obtenemos:*

$$4\pi r^{*2}\,\Delta G_v + 4\pi(2r^*)\gamma = 0 \quad \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots \quad (1.7)$$

De donde:

$$r^* = \frac{-2\gamma}{\Delta Gv} \quad \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots \quad (1.8)$$

Para r > r la energía libre del sistema disminuye, lo cual promueve la formación de un cristal (grano), además de que posteriores decrementos en la energía libre total tienen como consecuencia un continuo crecimiento de dicho cristal.*

Por otra parte, ΔGv está relacionado al grado de sobre enfriamiento y al calor latente de fusión por unidad de volumen, por medio de la relación:

$$\Delta Gv = \frac{\Delta H_f \Delta T}{Tm} \quad \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots \quad (1.9)$$

Donde:

ΔH_f *= Calor de fusión por unidad de volumen*

ΔT *= Grado de sobre enfriamiento = T -Tm*

T = Temperatura del metal

Tm = Temperatura de fusión = Temperatura de equilibrio en la interfase sólido – líquido

Sustituyendo en la Ec. (1.8) se obtiene:

$$r^* = \frac{-2\gamma Tm}{\Delta H_f \Delta T} \quad \ldots\ldots\ldots \quad (1.10)$$

Es importante notar que para núcleos con $r < r^*$ la energía de superficie es mucho mayor que la energía libre volumétrica de manera que la energía libre neta del sistema aumentará, ocasionando que el núcleo no sea estable, por lo que se disolverá.

Si la nucleación tiene lugar dentro de un sólido cristalino o amorfo, los efectos de la deformación causada por la formación de un núcleo deben considerarse en la ecuación para la energía libre y la Ec. (1.6) quedará expresada como:

$$\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta Gv + 4\pi r^2 \gamma + \frac{4}{3}\pi r^3 \varepsilon \qquad \text{……………………………..} \qquad (1.11)$$

Los defectos estructurales de la fase cristalina, tales como vacancias y dislocaciones y la presencia de impurezas tendrán un efecto profundo sobre la nucleación dentro de una fase sólida. De forma semejante, la presencia de límites de grano en materiales policristalinos favorecerá la nucleación. Sin embargo, debido a esos factores, la nucleación dentro de una fase cristalina rara vez ocurre en forma homogénea, teniendo lugar principalmente en forma heterogénea.

Nucleación Heterogénea

La nucleación heterogénea, en el proceso de solidificación, se caracteriza por que la formación de los núcleos se lleva a cabo sobre la superficie del recipiente que contiene el metal y/o sobre la superficie de partículas extrañas, figura 1.12; en el caso de nucleación en el estado sólido se lleva a cabo sobre imperfecciones estructurales del cristal, límites de grano, etc. Tales superficies o imperfecciones presentan la característica de bajar la energía neta asociada con la formación de un núcleo

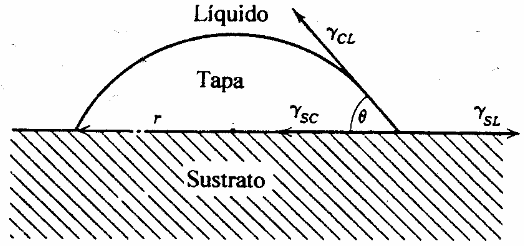


Figura 1.12.- Esquema mostrando la formación de un núcleo sobre un sustrato sólido

El núcleo heterogéneo se considera como una cubierta o tapa esférica sobre un sólido (sustrato plano). El volumen de esta tapa depende del ángulo de contacto θ *en la unión núcleo - líquido - sustrato. Utilizando un sustrato de pequeños valores para el ángulo de contacto en la unión núcleo - líquido - sustrato, puede reducirse considerablemente el valor para el término energía de superficie, de manera que le energía libre neta necesaria para la nucleación disminuye a su vez en forma apreciable. De ésta forma, el cambio en la energía asociada con la formación del embrión está dada por:*

$$\Delta G = V\Delta G_V + A_{CL}\gamma_{CL} + \pi r^2 \gamma_{SC} - \pi r^2 \gamma_{SL} \quad \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots \quad (1.12)$$

Donde:

V = *Volumen de la tapa esférica (núcleo)*
A_{CL} = *Área de la superficie de la interfase entre el líquido y la tapa*
r = *Radio de la tapa esférica (núcleo)*
γ_{CL}, γ_{SC}, γ_{SL} = *Tensiones superficiales de las interfaces entre Tapa(núcleo) - Líquido; Tapa – Sustrato y Sustrato – Líquido, respectivamente*

De la ecuación de Young podemos escribir $\gamma_{CL}\cos\theta = \gamma_{SL} - \gamma_{SC}$ *y sustituyendo en la ecuación(1.12) tenemos:*

$$\Delta G = V\Delta G_V + A_{CL}\gamma_{CL} - \pi r^2 \gamma_{CL}\cos\theta \quad \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots \quad (1.13)$$

Es importante notar que la energía libre volumétrica no cambia apreciablemente y por tanto el factor que controla es el cambio en la energía de superficie, la cual disminuye grandemente por la presencia de la superficie del sustrato.

En la nucleación homogénea el tamaño crítico del núcleo está dado por la Ec. (1.8) y es independiente del ángulo de contacto. Sin embargo, en la nucleación heterogénea el valor de γ_{CL}*, la tensión superficial de la interfase tapa - líquido, es mucho más pequeño, por ello el radio crítico del núcleo será mucho más pequeño, como se puede ver de* $r* = -2\gamma_{CL}/\Delta G_V$ *. Esto nos lleva a que el número de átomos que deberán cristalizar para que el radio crítico sea alcanzado*

es mucho menor para la nucleación heterogénea que para la nucleación homogénea y por lo tanto, se requieren cantidades más pequeñas de sobre enfriamiento para que se lleve a cabo la nucleación heterogénea.

Nucleación por cavitación.

La nucleación por cavitación tiene lugar cuando una cavidad se colapsa, este colapso tiene como resultado muy altas presiones en sitios localizados (lugar donde estaba la cavidad) del orden de 10 GPa. Estas presiones tan altas cambian la temperatura de fusión de acuerdo con la ecuación de Clapeyron:

$$\frac{dP}{dT} = \frac{Hv}{T\Delta V} \quad \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots \quad (1.14)$$

Donde:

Hv = Calor latente de vaporización

ΔV = Cambio en el volumen

Este cambio produce suficiente sobre enfriamiento para que se presente nucleación no homogénea.

1.8.- FASES EN SÓLIDOS. ALEACIONES

Las transformaciones de fase involucran el cambio que tiene lugar entre fases, lo que lleva a la aparición o desaparición de una fase o a la transición de una fase a otra.

Una fase se puede definir como un agregado homogéneo de materia (una parte de un sistema físicamente distinta), separada de otras partes del sistema por superficies límites bien definidas. Un sistema homogéneo es aquel en el cual las propiedades a una escala macroscópica son las mismas de punto a punto o cambian de una manera continua, de modo que no existen discontinuidades o cambios abruptos dentro del sistema.

Debido a que la materia puede existir en tres estados de agregación, es posible distinguir tres fases: sólida, líquida y gaseosa. En el caso de los sólidos al formarse soluciones sólidas se

tendrá una sola fase, en este caso se dice que un sistema de una sola fase también puede formarse por la aleación de dos elementos, los cuales al combinarse, para un cierto rango de composiciones, forman una sola fase conocida como "solución sólida", esto constituye un "sistema homogéneo". Por otra parte, un sistema formado por más de una fase es un "sistema heterogéneo". En los sistemas heterogéneos existe un cambio abrupto en los límites o fronteras de fase de un sistema, y este cambio puede ser químico, físico o ambos.

De lo anterior se desprende que en la formación de aleaciones binarias, se pueden distinguir dos cambios básicos en la estructura cristalina del elemento base o solvente:

1. *Formación de una solución sólida*
2. *Formación de una segunda fase*

En el caso considerado, se supone que se tiene una aleación de dos elementos cien por ciento puros, siendo uno el elemento base o elemento solvente y el otro el elemento de aleación o soluto.

1.8.1.- Solución Sólida

Se puede definir una solución (líquida) como una mezcla homogénea en la cual los átomos o moléculas de una sustancia se encuentran en una dispersión al azar dentro de otra sustancia. Al aplicar ésta definición a un sólido, se tiene una solución sólida. Sin embargo, existe una diferencia entre una solución sólida y una solución líquida y es que en la primera el tamaño de los átomos de soluto afecta grandemente la solubilidad del elemento y en la segunda no.

Las soluciones sólidas en sistemas de aleaciones pueden ser de dos clases:

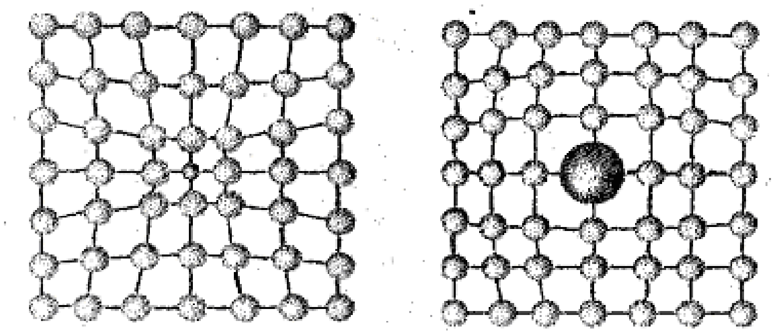
a) ***Soluciones sólidas sustitucionales***

Una solución sólida sustitucional se formará cuando los átomos de soluto sustituyen a algunos átomos del solvente en posiciones propias de la red cristalina formada por éstos últimos, figura 1.13. La solubilidad del soluto en el solvente depende principalmente del tamaño comparativo de los átomos de ambos elementos. Sin embargo, algunos otros factores deben tomarse en consideración si se quiere asegurar una solubilidad de 10% de átomos de soluto en la estructura del metal solvente ($10^0/_A$ de soluto en el solvente). Éstos factores se resumen en las "Reglas de Hume - Rothery":

I. Los dos elementos deben de solidificar en la misma estructura cristalina.

II. La diferencia en los radios atómicos no debe ser mayor de 15 %.

III. La electronegatividad de ambos elementos debe ser semejante.



a) **b)**

Figura 1.13.- a) Átomo sustitucional más pequeño. b) Átomo sustitucional más grande

Se debe tener en consideración que la solubilidad generalmente aumenta conforme aumenta la temperatura y disminuye cuando disminuye ésta. Este hecho es responsable de que se presente la precipitación de una fase, dentro de una solución sólida o fase homogénea, resultando un efecto de endurecimiento de la aleación.

Las soluciones sólidas pueden ser primarias o secundarias. Las soluciones sólidas primarias se caracterizan por tener la estructura del elemento solvente, mientras que las soluciones sólidas secundarias se caracterizan por poseer una estructura cristalina diferente de la que poseen sus elementos componentes.

Otra característica que exhiben las soluciones sólidas es su punto de fusión incongruente, esto es, la fusión inicia a una temperatura significativamente más baja, que la temperatura a la cual la aleación es completamente líquida y el sólido que cristaliza a partir de ese líquido, tiene una composición diferente de la de éste último.

b) Soluciones sólidas intersticiales.

Una solución sólida intersticial se forma cuando los átomos de soluto son significativamente pequeños, para ocupar los sitios intersticiales que posee la estructura cristalina del solvente, figura 1.14 .

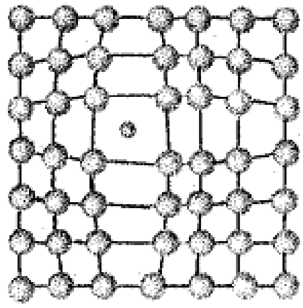


Figura 1.14 .- Átomo intersticial.

Entre los elementos que pueden formar una solución sólida intersticial, por el tamaño del radio atómico que poseen, se puede mencionar el Hidrógeno, Carbono, Nitrógeno y Boro.

1.8.2.- Segunda fase

Debido a que en la mayoría de los sistemas de aleación existe una solubilidad limitada en el estado sólido del soluto en el solvente, al solidificar totalmente una aleación, por lo general se presentará una segregación de los átomos del soluto, lo que trae como consecuencia la formación de una segunda fase que se caracteriza por:

a) Poseer la estructura cristalina del elemento de aleación o soluto, disolviendo un pequeño porcentaje de átomos del solvente, formando una solución sólida. Esto sucede principalmente para sistemas que muestran un diagrama de equilibrio sencillo.

b) Formación de soluciones sólidas secundarias para el caso de sistemas binarios de aleación, que muestran un diagrama de equilibrio complejo.

c) Formación de un compuesto intermetálico. Se puede definir como un compuesto de dos o más elementos en una proporción estequiométrica, es decir, un compuesto intermetálico posee una fórmula química bien definida, A_mB_n, y se mostrarán en un diagrama de fases como una línea recta paralela al eje de las temperaturas.

1.9.- LA PLASTICIDAD DE LOS METALES

1.9.1.- Deformación y Esfuerzo

Las propiedades mecánicas determinan el comportamiento de los metales de ingeniería bajo fuerzas y cargas aplicadas. La respuesta de los materiales a las fuerzas aplicadas dependerá del tipo de unión, el arreglo estructural de los átomos o moléculas y el tipo y número de imperfecciones, las cuales están presentes en los materiales de uso en ingeniería.

Mucho del conocimiento del comportamiento mecánico de los metales, es un resultado de los aspectos microscópicos de la deformación plástica. Se puede decir que los logros más importantes provienen del entendimiento del defecto conocido como dislocación y de la interacción entre ellas y con características de la red cristalina, tales como átomos de impurezas, defectos puntuales, límites de grano y superficies libres del material. Una forma macroscópica de ver la deformación plástica está relacionada con la determinación del flujo plástico, el cual ocurre a un esfuerzo llamado "esfuerzo de cedencia". Así, las propiedades de un material se especifican por la resistencia a la tensión o a la cedencia, la elongación, la reducción de área y la resistencia a la compresión. Es importante poder correlacionar esas propiedades con la estructura microscópica y su comportamiento.

Cuando un material metálico se somete a una carga o fuerza externa, sufrirá inicialmente una deformación de tipo elástica; si la carga sigue aumentando, la deformación pasará a ser de tipo plástica. Básicamente, se puede diferenciar la deformación elástica de la plástica, por el hecho de que la primera desaparece cuando deja de actuar la carga que la produjo, recuperando el metal sus dimensiones originales. Por otra parte, la deformación plástica es una deformación permanente, es decir, aun cuando se retire la carga que la produjo, el metal no recuperará sus dimensiones originales.

Dentro del rango de deformación elástica, existe una relación directa entre el esfuerzo y la deformación. El esfuerzo está dado por:

$$\sigma = \frac{F}{A} \qquad \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots \qquad (1.15)$$

Donde:

σ = *Esfuerzo expresado en N/mm², (Psi)*

F = La carga aplicada en N, (lb)

A = Al área de la sección transversal de la probeta en mm², (in²)

y la deformación producida por éste esfuerzo está dada por la relación:

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_o} = \frac{L - L_o}{L_o} \quad \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots \quad (1.16)$$

Donde:

L_o *= Longitud inicial de la probeta en mm (pulg)*

L = Longitud de la probeta deformada elásticamente en mm (pulg)

De aquí podemos expresar la relación entre esfuerzo y deformación por medio de la ley de Hooke:

$$\sigma = E\varepsilon \quad \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots.. \quad (1.17)$$

Donde:

E = Módulo de elasticidad o módulo de Young, dado en N/mm² (Psi)

El módulo de Young también se conoce como módulo de elasticidad en tensión, para diferenciarlo del módulo de compresión K y del módulo de elasticidad al corte G.

El módulo de elasticidad representa la resistencia del metal contra la deformación "elástica". Para deformar elásticamente un material con alto módulo elástico se requiere un esfuerzo alto, mientras que un esfuerzo menor será suficiente para deformar elásticamente un material con módulo elástico bajo.

No es posible modificar en forma apreciable el módulo de elasticidad de un material dado, ya que E sólo varía sensiblemente en presencia de texturas (orientación preferencial de granos) o modificando apreciablemente la composición. Por ésta razón en el caso de los aceros, por

ejemplo, el módulo de Young será el mismo así se trate de un acero aleado o un acero al carbono.

Sin embargo, se conoce que ciertos procesos que se llevan a cabo dentro del material, pueden disminuir el valor de E; entre estos se puede mencionar: el endurecimiento por precipitación, descomposición eutectoide, deformación en frío, aumento de la temperatura de trabajo, etc.

La figura 1.15 representa una curva típica esfuerzo - deformación (σ-ε) de Ingeniería para un acero de bajo carbono (1020). Se observa la región elástica en la cual se cumple la Ley de Hook, denotada por la Ec. (17) en la que la deformación es proporcional al esfuerzo, hasta un valor de σ_E llamado "límite elástico", a partir del cual empieza una deformación no recuperable, es decir, se entra a la región de deformación plástica, en la que ya no existe una relación directa entre esfuerzo y deformación.

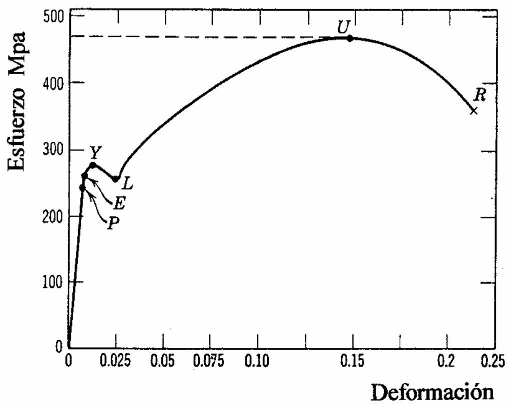


Figura 1.15.- "Diagrama esfuerzo - deformación para un acero de bajo contenido de carbono. En el diagrama, P es llamado Límite de Proporcionalidad, E Límite Elástico, Y punto de Fluencia Superior, L punto de Fluencia Inferior, U Resistencia máxima y R Resistencia a la Fractura.

El límite elástico de los materiales es un dato de suma importancia para el diseño, ya que el rebasar este valor conduciría a una deformación plástica, con pérdida de tolerancia y otros problemas. Uno de los principales objetivos de los tratamientos térmicos es precisamente la elevación del límite elástico, lo que implica un aumento de la resistencia del material a la deformación plástica; esto es lo que se entiende por "aumentar la dureza" de un material. Los

principales métodos de endurecimiento de aleaciones metálicas se estudiarán en la siguiente sección, revisando primeramente el mecanismo de la deformación plástica.

1.9.2.- Mecanismos de la Deformación Plástica

El deslizamiento entre "planos atómicos" es el mecanismo predominante de la deformación plástica. Sin embargo, se ha podido comprobar que el deslizamiento entre planos se lleva a cabo por el movimiento de defectos que poseen todos los metales llamados "dislocaciones". Un estudio de la orientación de las "líneas de deslizamiento", que aparecen sobre la superficie de un metal sujeto a tensión, en unión con un análisis de rayos X de monocristales metálicos, revela que el deslizamiento ocurre con mayor facilidad sobre planos con alta densidad atómica y gran distancia interplanar. Éstos planos de deslizamiento son a menudo los planos compactos para una estructura cristalina dada.

Regresando a los defectos responsables de la deformación plástica, se puede considerar a una dislocación como una "región" de una perturbación localizada de la red cristalina, la cual separa aquella región del cristal que ha sufrido deslizamiento, de la región que no lo ha sufrido.

Cuando la dislocación se mueve ocurre un deslizamiento en el área sobre la cual pasó, la que puede considerarse como una región que ya se deformó plásticamente, mientras que la región delante de la dislocación se encuentra libre de deformación. En ausencia de obstáculos, una dislocación puede moverse fácilmente al aplicarle una pequeña fuerza; esto ayuda a explicar porqué los cristales reales se deforman mucho más fácilmente, de lo que debería ser esperado para un cristal con una red perfecta.

Las dislocaciones no únicamente son importantes para explicar el deslizamiento de los planos atómicos en cristales, sino que están íntimamente relacionadas con casi todos los fenómenos mecánicos, tales como endurecimiento por deformación, punto de cedencia, termofluencia, fatiga, fractura frágil, etc.

Existen dos tipos básicos de dislocaciones.

1.9.2.1.- Dislocaciones de Borde

La dislocación de borde se puede describir como el intercalamiento de un semiplano extra de átomos dentro de una estructura cristalina, como se muestra en la figura 1.16 (a). Existen zonas de tensión y compresión que acompañan a la dislocación de borde. El desplazamiento de los átomos debido a la dislocación se llama Vector de Burgers; se puede formar un circuito alrededor de la dislocación y el Vector de Burgers será el que cierre el circuito, ver figura 1.16 (b).

*De la figura 1.16 (b) se puede ver que para una dislocación de borde el Vector de Burgers **b** es perpendicular a la línea de la dislocación. Se pueden tener dislocaciones de borde positivas y negativas, denotadas por ⊥ y T, respectivamente. Estas dislocaciones poseen un plano de deslizamiento bien definido y único.*

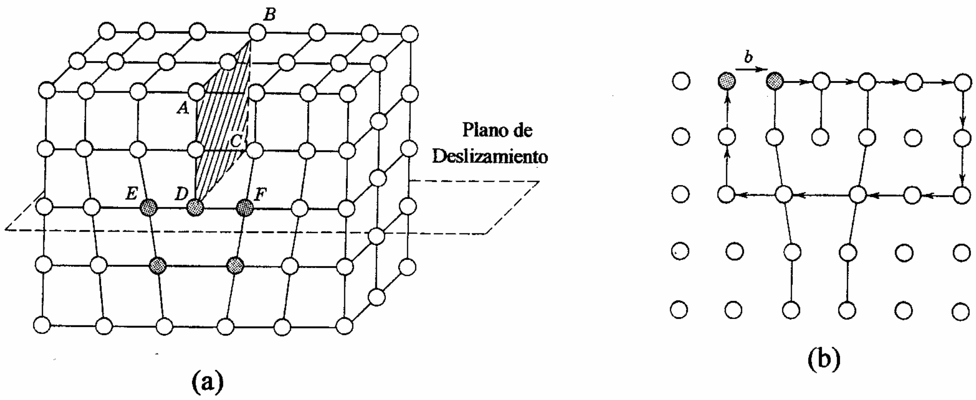


Figura 1.16.- (a) Dislocación de borde DC la cual resulta de introducir un semiplano extra de átomos ABCD. (b) Circuito de Burgers alrededor de una dislocación de borde; b es el vector de Burgers.

1.9.2.2.- Dislocaciones de Hélice o Tornillo

El concepto de dislocación puede generalizarse de manera que se puedan incluir aquellos defectos de línea que tienen un Vector de Burgers paralelo a la línea de la dislocación, éstos defectos son llamados dislocaciones de tornillo o hélice, el nombre se deriva de "la rampa helicoidal continua" formada por un conjunto de planos atómicos alrededor de la línea de la dislocación. Cuando un cristal se sujeta a fuerzas cortantes apropiadas, una dislocación de

tornillo se puede mover y dar lugar al mismo tipo de deformación plástica que una dislocación de borde. La figura 1.17 muestra una dislocación de tornillo.

En una dislocación de tornillo, el Vector de Burgers es paralelo a la línea de la dislocación pero perpendicular a la dirección de movimiento de la misma. Éstas dislocaciones no poseen un plano de deslizamiento preferido como sucede en las dislocaciones de borde y por ello su movimiento está menos restringido.

Una dislocación puede producir la deformación permanente de una red cristalina por la acción de una fuerza relativamente pequeña. Ésta deformación se lleva a cabo por el movimiento del defecto (dislocación) de una posición reticular a otra (de acuerdo a la dirección de desplazamiento), quedando la distribución atómica semejante a la configuración inicial y, de esta forma, puede repetirse el deslizamiento de los planos atómicos. Para producir este movimiento paso a paso de una dislocación, es necesario solamente una fuerza igual a una milésima parte de la requerida para producir el cizallamiento de una estructura cristalina perfecta.

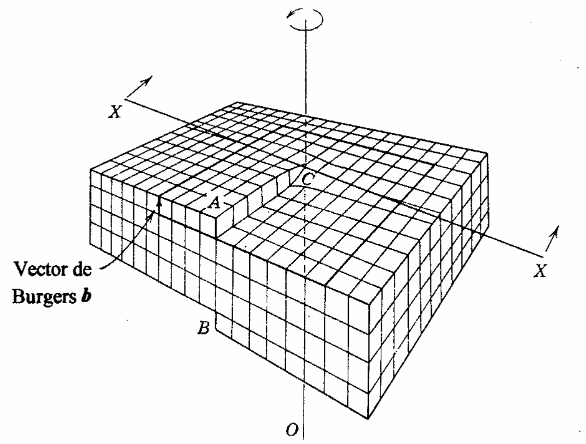


Figura 1.17.- Dislocación de tornillo. El vector de Burgers b es paralelo a la línea de la dislocación CO, pero perpendicular al movimiento de la dislocación, línea X-X.

El deslizamiento corresponde en realidad a un corrimiento de dislocaciones; sin embargo, hay que tener en cuenta que los procesos de deslizamiento se producen sólo en ciertos planos específicos del cristal llamados "planos de deslizamiento" (que son los planos compactos de la estructura cristalina o los de mayor densidad de empaquetamiento) y a lo largo de ciertas

direcciones determinadas, llamadas direcciones de deslizamiento (que son las direcciones compactas de la estructura). Cada combinación de un plano y una dirección de deslizamiento proporciona al material un "sistema de deslizamiento".

Entre las estructuras que se presentan con mayor facilidad en los metales y sus aleaciones, la cúbica a caras centradas o FCC es la que posee mayor número de sistemas de deslizamiento, doce en total.

1.10.- LA DUREZA DEL METAL Y EL ENDURECIMIENTO

En la sección anterior se estudiaron los mecanismos básicos de la deformación plástica de los metales, en ésta sección se determinarán las posibilidades de endurecimiento de los metales, con el fin de aumentar su límite elástico, lo que permitirá el empleo de secciones más delgadas en los diseños.

Generalmente se acostumbra definir la dureza como la resistencia que opone un material a ser penetrado; en términos de la deformación, podemos definir la dureza como la resistencia a la deformación plástica. Conviene aclarar en este punto que la resistencia a la deformación elástica depende únicamente del módulo de elasticidad. El concepto de endurecimiento, desde el punto de vista mecánico, se refiere entonces a aumentar la dureza de un cierto material.

Se sabe que el mecanismo básico de la deformación plástica es el corrimiento de las dislocaciones, por lo tanto, para reducir la deformación, es decir, aumentar la resistencia a la deformación plástica, es necesario disminuir el corrimiento de las dislocaciones lo cual se logra poniendo obstáculos en la estructura cristalina. Estos obstáculos serán en su mayoría defectos cristalinos introducidos precisamente con el fin de lograr dicho endurecimiento.

Entre los procesos de endurecimiento se tienen:

a) ***Endurecimiento por deformación.-*** *Éste proceso de endurecimiento se presenta cuando un material es trabajado en frío. Internamente crece el número de dislocaciones pudiendo distinguirse dos procesos de endurecimiento, uno que tiene que ver con el apilamiento de*

dislocaciones sobre su plano de deslizamiento y otro con la intersección de los planos de deslizamiento activos, creándose en ambos casos un esfuerzo contrario al esfuerzo producido por cargas externas, que tiene que ser vencido a fin de continuar deformando el material.

b) ***Endurecimiento por afino de grano.-*** *El afino de grano de un metal, es otro de los procesos que llevan al endurecimiento de los metales y aleaciones. Al hacer más pequeño el grano, se reduce la distancia libre que puede recorrer una dislocación, con lo cual no existe la posibilidad de que las dislocaciones dentro de un metal se muevan grandes distancias sin que comiencen a apilarse por la presencia de un obstáculo que en este caso sería el límite de grano.*

c) ***Endurecimiento por solución sólida.-*** *La formación de una solución sólida entre dos elementos nos lleva a un endurecimiento de la aleación, ya que los átomos de soluto sirven de obstáculo al movimiento de las dislocaciones; por éste motivo la aleación resultante de la formación de una solución sólida tendrá mayor dureza y resistencia mecánica que los elementos en su forma pura.*

d) ***Endurecimiento por precipitación.-*** *En la formación de aleaciones aparte de la posibilidad de la formación de una solución sólida, existe la posibilidad de la aparición de una segunda fase en la matriz de la primera fase, buscándose controlar lo mejor posible la precipitación de la segunda fase con el fin de lograr una distribución homogénea, lo que le dará al material sus mejores características mecánicas. En este caso, nuevamente las dislocaciones se encontrarán con obstáculos (la fase dispersa en la matriz de la aleación) los cuales impiden su libre movimiento, llevándonos a un endurecimiento de la aleación.*

e) ***Endurecimiento por dispersión.-*** *Éste tipo de endurecimiento tiene que ver con el uso de partículas ajenas a los elementos de aleación, buscándose que al manejar el material a temperaturas elevadas estas partículas no puedan disociarse, ni disolverse, ni difundirse para formar partículas de mayor diámetro.*

f) ***Endurecimiento por segunda fase.-*** *al alear dos elementos por lo general para una composición mayor del* $10^{0}/_{A}$*, es difícil que se siga formando una solución sólida entre los*

átomos de solvente y soluto, produciéndose una precipitación de una segunda fase con las características descritas en la sección ***1.8.2.*** *ésta segunda fase produce un endurecimiento de la aleación, mayor que el logrado por la formación de una solución sólida, pero menor que el obtenido por la precipitación homogénea.*

C
APITULO 2
TEORÍA DE LAS TRANSFORMACIONES EN EL ACERO.

2.1.- EL HIERRO PURO.

La denominación "hierro puro" es relativa, ya que las propiedades del hierro absolutamente puro no se conocen sino en forma aproximada por extrapolación, ya que el grado de pureza absoluta no puede ser obtenido y además no tiene importancia práctica.

El hierro, así como algunos otros metales (cobalto, estaño, manganeso, plutonio, etc.), es "polimorfo", es decir, a una temperatura determinada la red cristalina cambia de un tipo a otro. Ésta transición implica una recristalización y por lo tanto se presenta el fenómeno de nucleación y crecimiento de los núcleos. El término polimorfismo es sinónimo de transformación alotrópica.

Éste tipo de recristalización tiene mucho más semejanza con la solidificación que con la recristalización de un metal deformado en frío, ya que aquí se presenta una transición de fase, es decir, una reconstrucción total de la estructura cristalina, durante la cual no se conservan los límites de grano de la fase inicial.

Los cambios en las propiedades del metal que acompañan a la transformación, son principalmente el resultado de la modificación de la red cristalina.

De las transformaciones alotrópicas de metales, las más importantes son las del hierro. Éstas transformaciones se muestran en las curvas de calentamiento (diagrama de fusión) y de enfriamiento (diagrama de solidificación) de la figura 2.1.

La curva de la izquierda (enfriamiento) muestra de arriba hacia abajo en primer lugar, el importante alto en la temperatura que se manifiesta en el punto de solidificación a los 1538 ^{0}C. Al solidificar, el hierro cristaliza en una red cúbica centrada en el cuerpo; esta fase es estable desde los 1538 ^{0}C hasta los 1394 ^{0}C y se conoce como hierro δ.

A la temperatura de 1394 ^{0}C se lleva a cabo la primera recristalización, la red BCC se transforma en una red cúbica a caras centradas, FCC; esta fase es estable desde los 1394 ^{0}C

hasta los 898 ^{0}C y se le conoce como hierro γ. Esta primera recristalización se muestra en el diagrama de la figura 2.1 como un pequeño escalón, lo que denota que dicha transformación ocurre a temperatura constante.

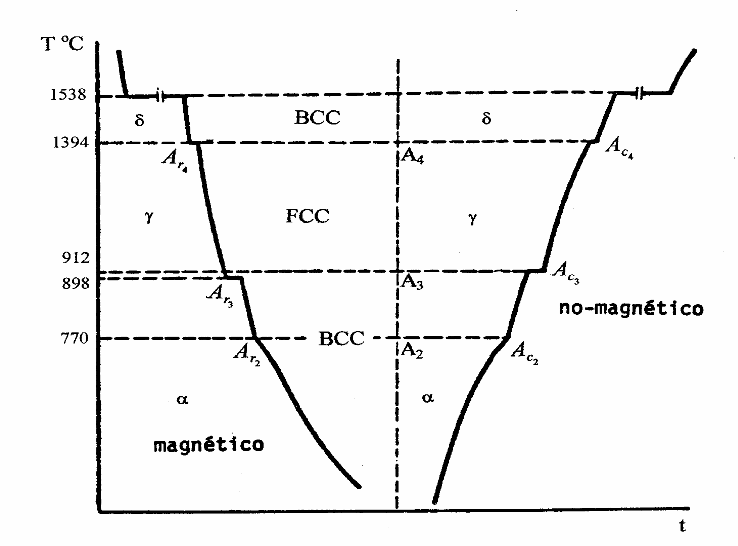


Figura 2.1.- Transformaciones alotrópicas del hierro puro. Diagramas de enfriamiento (izquierda) y calentamiento (derecha).

A la temperatura de 898 ºC se lleva a cabo una segunda recristalización, la red FCC del hierro γ se transforma en una red cúbica a cuerpo centrado BCC; esta fase es estable hasta temperatura ambiente y se le conoce como hierro α. Al igual que para la transformación anterior, esta segunda recristalización se muestra como un escalón ya que se lleva a cabo a temperatura constante.

Las temperaturas de transformación mostradas en la figura 2.1, corresponden a un calentamiento o enfriamiento muy lento y por tanto se aceptan como temperaturas de equilibrio. La diferencia entre Ar_3 y Ac_3 se llama histéresis térmica, siendo sobre todo la transformación en enfriamiento la que está retardada y ocurre siempre con un subenfriamiento. A los 770 ºC tenemos presente otra variación, sin embargo, aquí no se trata de una transformación alotrópica, sino un cambio a nivel atómico que se refleja en un cambio en las propiedades magnéticas del hierro, el cual está denotado por A_2 (r y c) y no corresponde por tanto a un verdadero escalón en la curva de la figura 2.1, sino solamente es un codo representativo de la variación del calor. El punto A_2 se conoce como punto o temperatura de Curie, por arriba

de él, el hierro es no - magnético (paramagnético) y por debajo de él, el hierro es magnético (ferromagnético).

En relación con las letras universalmente utilizadas para indicar las temperaturas críticas que indican las transformaciones alotrópicas del hierro, es conveniente mencionar el origen de éstas:

A = Arrêt = ***Parada, Alto***
r = Refroidissement = Enfriamiento
c = Chaufagge = Calentamiento

Las denominaciones de hierro α, hierro γ, hierro δ, fueron introducidas antes de que se supiera que a las diferentes variedades del hierro correspondían diferentes estructuras cristalinas, lo que fue descubierto en 1921 mediante un análisis de rayos x. De éstos experimentos surgió el hecho de que en realidad existían únicamente dos variedades de hierro, el α y el γ, ya que el hierro α y el hierro δ son idénticos en estructura; extrapolando el parámetro de la red del hierro α hasta la zona δ, concuerda con el valor encontrado experimentalmente para el hierro δ, véase la figura 2.2 (a).

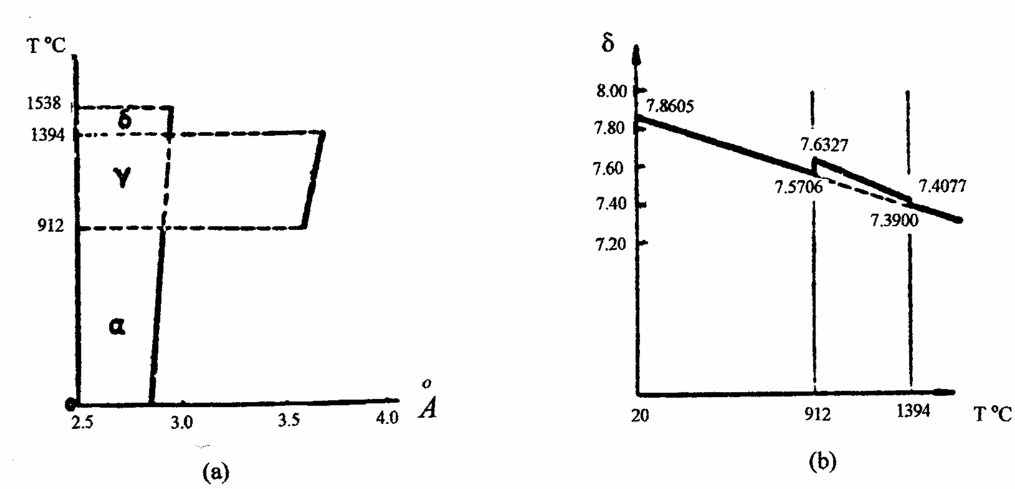


Figura 2.2.- (a) Parámetros de las redes cristalinas del hierro puro en función de la temperatura. (b) Densidad del hierro en función de la temperatura.

Las transformaciones alotrópicas del hierro están acompañadas de un cambio súbito de volumen. Debido a esto, el hierro γ tiene a la misma temperatura que el hierro α una densidad mayor, figura 2.2 (b).

Durante las diferentes transformaciones que sufre el hierro, la mayoría de las propiedades físicas como densidad, coeficiente de dilatación térmica, capacidad de conducción, etc., experimentan un cambio brusco. Sin embargo, el cambio más importante es el de la solubilidad de la mayoría de los elementos de aleación, principalmente del carbono. "Esto es la base de la técnica de los tratamientos térmicos del acero".

2.1.1.- Propiedades Mecánicas del Hierro Puro.

Las propiedades mecánicas de monocristales son claramente anisotrópicas. Incluso en un material policristalino con orientación de granos totalmente arbitraria, las propiedades del metal no serán el promedio aritmético de aquellas medidas en un monocristal en diferentes direcciones metalográficas.

Es posible medir con mucha precisión la anisotropía de cristales de hierro por medio del módulo de elasticidad en diferentes direcciones cristalográficas. En cristales muy puros se determinaron los valores siguientes:

Dirección [100]	18×10^6 lb/pulg^2
Dirección [111]	41×10^6 lb/pulg^2

Es claro de estos valores que la mayor resistencia a la deformación elástica se produce en la dirección de mayor densidad de empaquetamiento, dirección [111]. La deformación plástica tiene lugar principalmente por deslizamiento en la dirección de la diagonal espacial, sobre los planos de mayor densidad de empaquetamiento, como son el (110), para la celda BCC del hierro α.

El esfuerzo cortante crítico depende mucho del grado de pureza y aumenta con una reducción de la temperatura, ya que existen menos posibilidades de deslizamiento.

2.1.2.- Propiedades Físicas del Hierro Puro.

1. *- Magnetización.- Ya que esta propiedad se debe a una orientación de pequeños dominios dentro de la red cristalina, la fuerza para esto dependerá mucho de su dirección con*

referencia a la red cristalina. Se distinguen entonces en monocristales, direcciones de magnetización, fáciles y difíciles.

2. *- El calor específico del hierro depende mucho menos del estado de pureza. La variación del calor específico es sobre todo importante en los puntos de transformación; el punto de Curie (A_2) presenta una variación fuerte, apareciendo por eso un cambio en la pendiente en forma de codo. En el punto A_3 la curva tiene un valor mayor para el hierro α y un valor menor para el hierro γ. En el punto A_4 el calor específico para el hierro γ es menor que para el hierro δ.*

3. *- El coeficiente de expansión o dilatación térmica del hierro aumenta con la temperatura; esto es válido para las zonas α, γ y δ. Sin embargo, en el punto A_2, durante la transición del estado ferromagnético al estado paramagnético, ocurre un fenómeno de "magnetostricción", que reduce el volumen hasta en un 1.6 %, el cual es compensado por la dilatación térmica.*

4. *- Para el hierro puro también se cumple la regla de que la conductividad eléctrica y térmica disminuye por la adición de pequeñas cantidades de elementos ajenos y el efecto depende del alejamiento en el sistema periódico entre el elemento de aleación y el elemento base.*

2.2.- ALEACIONES HIERRO-CARBONO

Los metales ferrosos cubren una variedad muy amplia de productos industrialmente importantes, que pueden quedar agrupados en: hierros dulces, fundiciones de hierro, aceros al carbono y aceros aleados.

El carbono puede encontrarse en las aleaciones Fe - C en tres formas diferentes:

- ***En solución intersticial***
- ***En forma elemental como grafito***
- ***En forma de compuesto constituyendo el carburo de hierro: Fe_3C o cementita.***

El carbono en su forma elemental solamente se presenta en las fundiciones. La cementita, aunque termodinámicamente inestable, es el único carburo que puede existir al lado de soluciones sólidas de carbono en hierro. Posee una fórmula química bien definida, Fe_3C, y aparece en el diagrama de fases como una línea recta paralela al eje de las temperaturas.

Otros carburos pueden aparecer como consecuencia de algún tratamiento térmico, esto se analizará posteriormente.

Las aleaciones industriales de Fe - C se clasifican, independientemente de los demás elementos de aleación, según el contenido de carbono en:

Aceros	***Hasta 2.11% C***
Fundiciones	***Más de 2.11% C y Hasta 6.69% C***

En los aceros se tienen distintas clasificaciones, por ejemplo cuando se refiere a la relación existente entre el contenido de carbono y la dureza, se tiene:

PORCENTAJE DE CARBONO	***DENOMINACIÓN***
< 0.1%	*Muy Suave*
0.1 - 0.25% C	*Suave*
0.25 - 0.40% C	*Medio Suave*
0.40 - 0.60% C	*Medio Duro*
0.60 - 1.00% C	*Duro*
> 1.0%	*Extra Duro*

El término ***"dulce"*** *también se utiliza en lugar de suave.*

Además, se considera la siguiente clasificación de los aceros, con relación a su posición dentro del diagrama de fases:

- *Eutectoides con 0.77% C*
- *Hipo e Hipereutectoides*
- *Ledeburíticos*

Estos últimos conteniendo el eutéctico Ledeburita, utilizándose este nombre para calidades de aceros muy altamente aleados, donde ya se forman carburos complejos.

Aunque el acero se define como una aleación de hierro con carbono, no se puede evitar que contenga otros elementos, clasificados en la clase de impurezas como S, P, O, N, etc. y en la clase de elementos de elaboración como Si y Mn, necesarios para la producción del acero.
A continuación se analizará la estructura de los aceros a partir del diagrama de equilibrio Fe-C.

2.2.1.- Diagrama de Equilibrio Hierro-Carbono.

- *Muchas propiedades de las fundiciones y aceros al carbono, así como su microestructura, se pueden explicar con base en el diagrama de equilibrio o diagrama de fases Hierro – Carbono.*

Estrictamente hablando, el diagrama se refiere al sistema Hierro-Carburo de hierro; sin embargo, la relación de fases existentes se puede expresar en términos del contenido (porcentaje) de carbono. Este hecho lleva a considerar la existencia simultánea de dos sistemas: un sistema estable y un sistema metaestable, como se puede observar en el diagrama de la figura 2.3, adaptado del Vol. 8 del Metals Handbook.

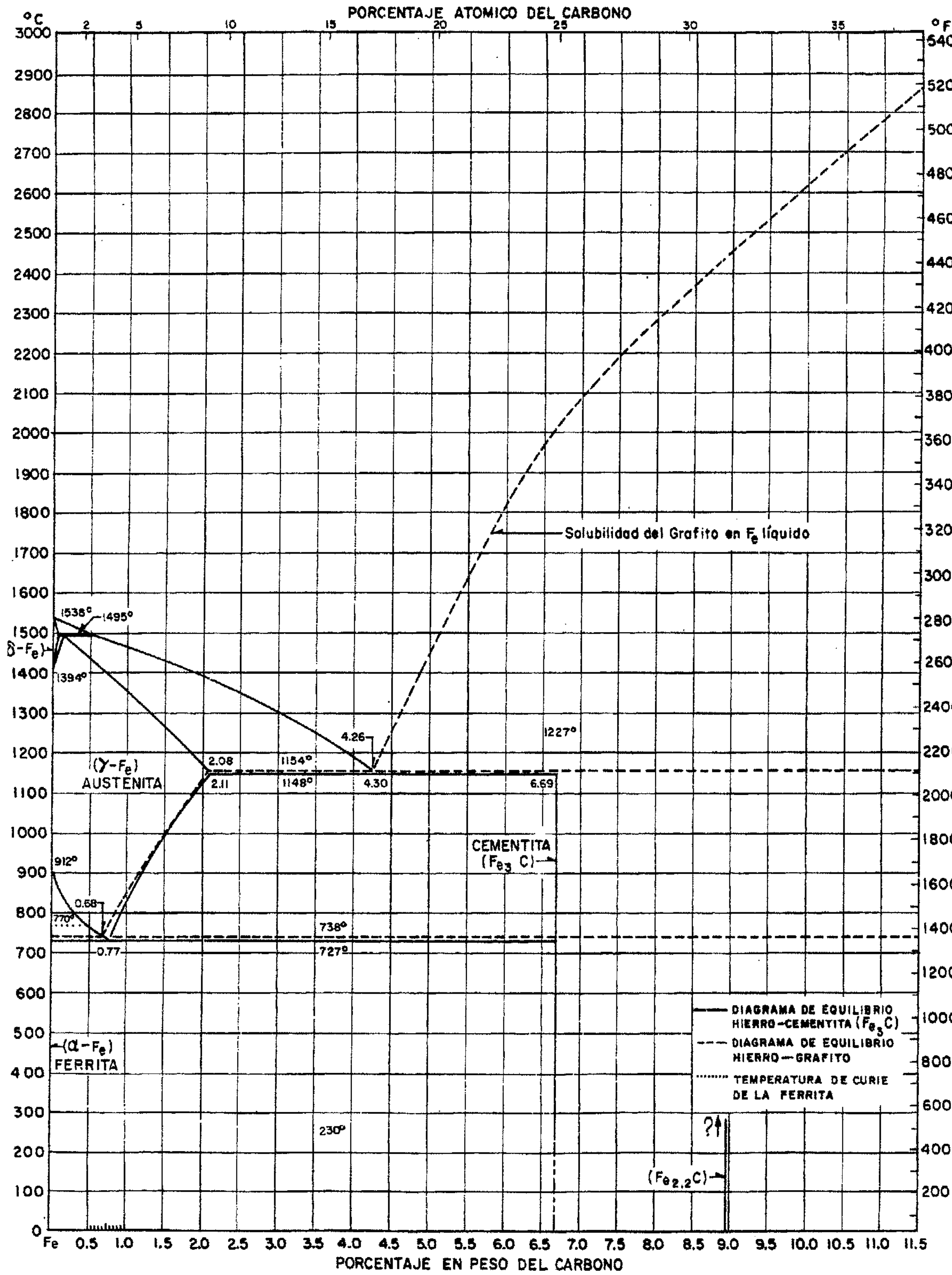


Figura 2.3.- Diagrama de Fases del Sistema Binario de Aleaciones Hierro-Carbono

El sistema estable puede considerarse en gran parte como un sistema binario Hierro - Grafito del tipo de solubilidad total en el estado líquido, presentando un eutéctico con una solubilidad reducida para el estado sólido.

El sistema metaestable Fe - Fe_3C es análogo al sistema Hierro - Grafito. Sin embargo, en el sistema Fe - Fe_3C la línea vertical representa su límite hacia la derecha. No se sabe si el punto J, Figura 2.4, es un máximo o un codo en la línea de "líquidus" como sería normal para un producto intermetálico.

La diferencia entre el sistema estable y el metaestable es muy relativa: el grado de estabilidad depende de muchos factores, pero principalmente de la temperatura y de los elementos de aleación. En aceros, solamente existe el sistema metaestable, mientras que en las fundiciones pueden coexistir los dos sistemas en proporciones que dependen mucho de la velocidad de enfriamiento y de la presencia de ciertos elementos de aleación. Para los aceros se considerará solamente el diagrama metaestable.

El diagrama Fe - Fe_3C, figura 2.4, se divide en un cierto número de campos de fases, cada uno ocupado por una sola fase o una mezcla de dos fases. La curva ABCD es la línea de líquidus sobre la cual hay únicamente una fase líquida consistiendo de hierro y carbono disuelto. La curva AEPGCH es la línea de "sólidus" bajo la cual las distintas aleaciones Fe - C se encuentran completamente sólidas. Las regiones entre esas dos líneas representan mezclas de sólido y líquido.

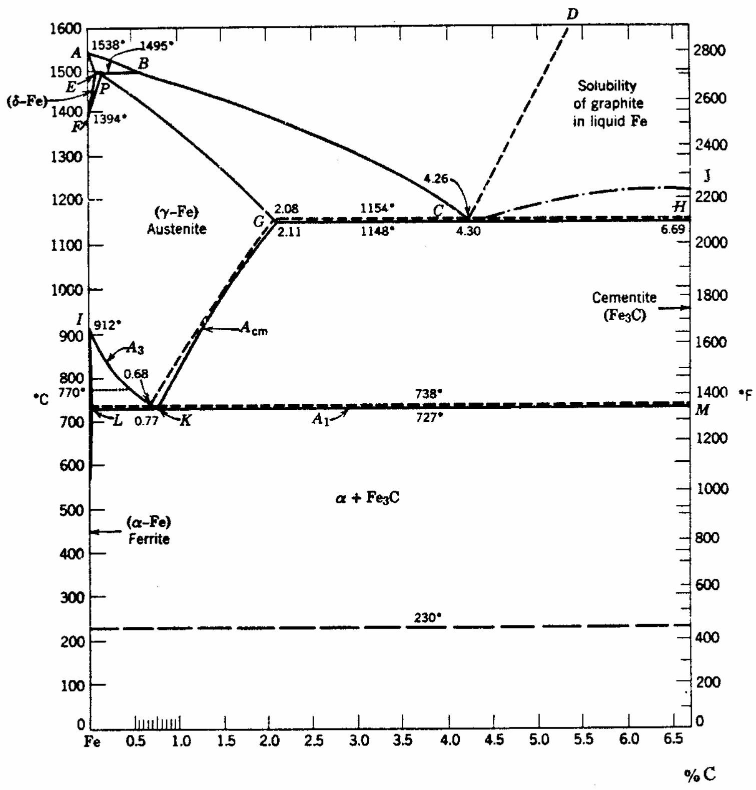


Figura 2.4.- Diagrama de Fases Hierro-Carbono

Debido a las tres variedades alotrópicas del hierro (α, γ, δ), las aleaciones Hierro - Carbono conservan esta nomenclatura y son capaces de disolver cierta cantidad de carbono, la cual varía de acuerdo a la temperatura. La solución sólida de carbono en hierro alfa recibe el nombre de ***ferrita****, mientras que la solución sólida de carbono en hierro gamma recibe el nombre de* ***austenita****. La austenita es capaz de disolver más carbono que la ferrita, puede contener hasta 2.11 % C (punto G), mientras que la ferrita puede disolver únicamente hasta 0.025 % C (punto L). La solubilidad del carbono cambia con la temperatura, tanto en la austenita, como en la ferrita, lo cual se indica por las curvas PG y GK para la austenita e IL y L0 para la ferrita.*

La tercer fase sólida que existe en el diagrama es la cementita, siendo un compuesto intermetálico con una composición de Fe_3C, que corresponde al 6.69 % en peso de carbono. La cementita es dura y frágil, mientras que la ferrita es relativamente suave y maleable.

La pequeña zona de existencia de la fase δ está separada de la zona de fase líquida y de la zona gama, por las zonas bifásicas AEB (líquido + δ) y EFP (γ+ δ).

Las transformaciones de una fase sólida en otra, como por ejemplo de la austenita a la ferrita o a la cementita, tienen lugar a ciertas temperaturas críticas indicadas en el diagrama por las líneas LKM, IK y GK, estas líneas generalmente se designan por las letras A_1 (llamada línea de temperatura crítica inferior), A_3 y A_{CM} (llamadas líneas de temperaturas críticas superiores), respectivamente. Estas líneas representan las temperaturas de transición, tanto hacia arriba como hacia abajo, que ocurren en condiciones de equilibrio.

Del diagrama de equilibrio se puede ver que existen puntos importantes, en los que se llevan a cabo reacciones entre fases, a saber:

a) *Una reacción peritéctica ocurre a 1495 ºC entre la fase δ, conteniendo 0.10 %C, y el líquido conteniendo 0.51 % C, dando como resultado fase γ conteniendo 0.16 %C.*

$$\delta + L \longleftrightarrow \gamma$$

b) *Una reacción eutéctica ocurriendo a 1148 ºC y una composición de 4.3 %C. A esta temperatura y composición la fase líquida esta en equilibrio con la fase sólida cementita, con 6.69 %C y austenita saturada conteniendo 2.11 %C. El producto de esta reacción se conoce como "ledeburita".*

$$L \longleftrightarrow \gamma + cm \ \ (ledeburita)$$

c) *Una reacción eutectoide ocurriendo a 727 ºC y a una composición de 0.77 %C. Esta reacción se lleva a cabo en el estado sólido. Aquí la fase γ conteniendo 0.77 %C se encuentra en equilibrio con la fase α, conteniendo 0.025 %C y con la fase cementita con 6.69 %C. El producto de esta reacción se conoce como "perlita".*

$$\gamma \longleftrightarrow \alpha + cm \ \ (perlita)$$

2.2.2.- Los Aceros

Un acero es simplemente una aleación Hierro-Carbono en la cual este último se encuentra en un porcentaje pequeño. El Hierro puro es un material suave y dúctil, pero la adición de carbono lo cambia a un material duro y resistente. La cantidad de carbono que se añade a la aleación tiene un efecto sobre la dureza y la resistencia que obtiene el material, lo cual se da en términos de la resistencia y la ductilidad que posee el acero. Entre mayor sea el contenido de carbono mayor es la dureza del acero, tanto en el estado recocido como en el estado endurecido; este contenido de carbono se aproxima al 2.11%.

Los aceros de bajo carbono tienen un contenido de carbono de 0.08 a 0.25 %. Generalmente, se consideran como aceros para maquinaria y se endurecen únicamente por carburización. Grados como AISI 1018 0 AISI 1020 son grados comunes de aceros de bajo carbono.

Aceros de mediano contenido de carbono tienen un contenido de dicho elemento entre 0.25 y 0.60 %. Estos aceros se pueden endurecer en la condición en que están; sin embargo, no se desarrollan altos niveles de dureza. Ellos son, generalmente, muy tenaces y resistentes y se emplean en aplicaciones tales como engranes, ejes o en aplicaciones en chumaceras. Grados AISI 1045 o AISI 4140 son aceros de mediano carbono comunes.

Los aceros de alto carbono, cuyo rango de carbono va de 0.6 a 2.11 %, se consideran aceros de alto carbono y con contenidos de entre 0.6 a 2.4 % como aceros para herramienta. Los grados AISI 1095 a aceros de alta velocidad están dentro de este grupo.

El sistema de identificación AISI (American Iron and Steel Institute) para los distintos grados de acero indica cual es el contenido de carbono, así como algunas otras características de acuerdo a lo siguiente:

- *AISI establece una categoría para los aceros dentro de un sistema de grados identificados por los dos primeros dígitos. En un grado AISI 1018, el "10" significa que este acero es un acero al carbono no resulfurado. El azufre se añade típicamente al acero para aumentar su maquinabilidad.*

- *El segundo conjunto de dígitos proporciona el rango de carbono en porcentaje, dado como el nominal. Esto es, un grado identificado como 1018 significa que es un acero al carbono no resulfurado con contenido de carbono nominal de 0.18 %. Así, añadiendo el decimal después de los primeros dos dígitos, permite conocer el contenido nominal de carbono de todos los aceros en el sistema de graduación AISI.*

- *Si hay una letra en el centro de la designación, tal como 12L14 o 11L17, la letra indica un elemento añadido. Para determinar el contenido de carbono, hay que añadir el decimal después del carácter alfa.*

- *Otros prefijos comúnmente empleados son:*
  "11" indica un acero resulfurado.
  "12" indica un acero grado maquinaria resulfurado y refosforado.
  "3X" (31, 32, 33 y 34) indica un acero al níquel-cromo.
  "41" indica un acero al cromo- molibdeno.
  "43" indica un acero al níquel- cromo-molibdeno
  "5X" (50, 51, 52) indica un acero al cromo
  "61" indica un acero al cromo-vanadio
  "86" indica un acero al níquel-cromo-molibdeno
  "92" indica un acero al cromo-silicio

Como se mencionó anteriormente, los efectos del carbono cambian la ductilidad y la resistencia de los aceros, sin embargo, el talento real del carbono es la habilidad de poder endurecer el acero y hacerlo utilizable para una amplia variedad de aplicaciones.

Si se intenta tratar térmicamente un material base hierro (metal ferroso) que únicamente contiene carbono, siendo su contenido suficientemente alto, éste le permitirá obtener un revestimiento duro sobre su superficie: El acero AISI 1095 es un buen ejemplo. Este acero tiene una cantidad pequeña de manganeso, el cual añade resistencia, pero no añade nada a su habilidad de aumentar la profundidad de endurecimiento, por la pequeña cantidad en la que se encuentra presente. Por esta razón, cuando se templa un acero 1095 en agua o salmuera, producirá un revestimiento muy duro sobre el acero, sin embargo, el espesor del revestimiento es

de únicamente 0.04 a 0.08 pulgadas (1.016 a 2.032 mm). El núcleo o centro del acero permanece sin endurecerse, pero adquiere la calidad de tenaz.

Si se añade una cantidad suficiente de manganeso, por ejemplo 1.5%, se incrementará la profundidad de endurecimiento. La tabla 2.1 muestra cual es el efecto que tienen los distintos elementos en el acero.

Los elementos que dan mejor maquinabilidad (azufre, plomo, fósforo y carbono libre) son elementos que al añadirse al acero lo hacen "sucio" en el sentido de que ellos no se homogenizan o mezclan durante el proceso de fabricación del acero, es decir, tienen una tendencia a segregarse y formar cadenas o grupos químicos, los cuales no aceptan a los otros elementos que permiten que el endurecimiento tenga lugar. Por esta razón, no son a menudo usados como elementos de aleación y su contenido nominal en los aceros al carbono es muy bajo.

Tabla 2. 1.- Efecto de los distintos elementos en los aceros.

ELEMENTO	***E F E C T O***
CARBONO	*.06 a .40 % Permite un revestimiento endurecido poco profundo* *.40 a .60 % Permite un revestimiento endurecido más fácil* *.60 a .80 % Aumenta la dureza del material* *arriba de .80 % aumenta la resistencia, no el endurecimiento*
MANGANESO	*Aumenta la profundidad de endurecimiento*
SILICIO	*Añade resistencia y tenacidad*
CROMO	*Añade resistencia al desgaste y tenacidad*
NIQUEL	*Añade tenacidad y algo de resistencia al desgaste*
TUNGSTENO	*Añade resistencia al desgaste*
VANADIO	*Refina la estructura del grano (afino de grano)*
MOLIBDENO	*Añade resistencia al calor y endurecimiento*
COBALTO	*Imparte resistencia al calor*
COLUMBIO	*Añade resistencia al desgaste*
AZUFRE, PLOMO, FÓSFORO, CALCIO	*Imparten mejor maquinabilidad*

2.2.3.- Impurezas e Inclusiones.

Es un hecho conocido que impurezas disueltas en el metal líquido pueden ocasionar fenómenos de segregación muy importantes en el metal solidificado. Por ejemplo el S y el P pueden ocasionar segregaciones cuyas consecuencias pueden ser muy graves y peligrosas, ya que es casi imposible eliminarlas por un recocido de homogeneización. El peligro de esta segregación radica en el hecho de que ambos elementos forman eutécticos de bajo punto de fusión. Para evitar la formación de estos eutécticos generalmente se agregan algunos otros elementos cuya afinidad con el S y P sea grande y formen con ellos, alguna fase de alto punto de fusión.

Las inclusiones se clasifican según su composición en inclusiones metálicas (MeS, FeS) e inclusiones no metálicas (óxidos, silicato, etc.) y según su tipo de formación en inclusiones endógenas y exógenas.

Las inclusiones endógenas se forman durante la solidificación del metal fundido, o bien por cristalización o por reacción química. Las inclusiones exógenas constan en gran parte de escorias y partes del material refractario que se incluyen durante la solidificación.

2.2.3.1.- Inclusiones Endógenas

Este grupo incluye las inclusiones formadas principalmente por sulfuros, óxidos, silicatos, aluminatos y nitratos, tanto de hierro como de los principales elementos que están presentes en los aceros. Estas inclusiones se forman por reacción en el metal fundido o durante la solidificación.

De este grupo las más importantes son:

- *FeS (Sulfuro de Hierro).- Generalmente se encuentra presente en los límites de grano. Metalográficamente se puede reconocer al FeS por su color amarillo marrón, su forma oblonga y su localización en los límites de grano. La segregación en bloque del azufre se puede detectar por el procedimiento de Baumann. Pequeñas cantidades de FeS colocadas en los límites de grano, provocan la llamada "fragilidad roja", que fragiliza el acero y dificulta su forja en el rango de temperatura de 800 ºC a 1000 ºC. Cantidades mayores de FeS que*

contornan casi totalmente el grano provocan la llamada "fragilidad en caliente" por arriba de 1000 ºC, que se caracteriza por un comienzo de fusión en los límites de grano.

- *MnS (Sulfuro de Manganeso).- Inclusiones de MnS se encuentran, como consecuencia de su formación primaria libremente en el metal fundido, hasta formar cristales poliédricos que se encuentran siempre fuera de los límites de grano del hierro γ. Sin embargo, los límites de grano del hierro α, después de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$, pasan a menudo a lo largo de estas inclusiones. En metalografía se reconoce el MnS por su forma poliédrica y su color gris - azul.*

- *Los sulfuros de los elementos de aleación Ni y Mo forman inclusiones de bajo punto de fusión, mientras que los sulfuros de los elementos Cr, Be y Zn cristalizan primero como en el caso del MnS, debido a sus altos puntos de fusión.*

- *FeO (Óxido de Hierro).- Entre los diferentes óxidos que forma el hierro, como inclusión casi sólo aparece el FeO, debido a las bajas concentraciones de oxígeno que hay en el acero. Este óxido llamado "wustita", funde a una temperatura entre 1370 y 1424 ºC y pertenece a los componentes de última solidificación. Este óxido aparece generalmente como bolitas de aspecto vidrioso, cuyo color puede variar desde amarillo-verde hasta rojo.*

- *MnO (Óxido de manganeso).- Debido al alto punto de fusión (1700 ºC), el MnO cristaliza primariamente y generalmente se encuentra en el centro de los granos de fase γ. Su forma es menos poliédrica que la del MnS y contenidos altos de Mn forman dentro de los granos pequeñas dendritas de color marrón oscuro hasta negro.*

- *SiO_2 (Óxido de Silicio) y silicatos.- El silicio, utilizado como desoxidante, forma SiO_2 durante el procedimiento de afino del acero, puede presentarse como inclusión libre o formar silicatos con otros metales. El SiO_2 forma inclusiones redondas, de aspecto vidrioso, que se pueden identificar fácilmente por medio de luz polarizada. Los silicatos generalmente son inclusiones redondas y vidriosas de color muy variable, a menudo asociadas con óxidos y sulfuros. Se caracterizan por su gran dureza, no deformándose en el laminado y forjado, lo que los diferencia de los óxidos y los sulfuros.*

– *Al_2O_3 (Óxido de Aluminio).- El aluminio que también se emplea como desoxidante, forma pequeños cristales duros de Al_2O_3 con punto de fusión de 2005 ºC. estos cristalitos se encuentran a menudo en dispersión irregular como aglomeraciones o bandas.*

2.2.3.2.- Inclusiones Exógenas

Este tipo de inclusiones se introducen en el acero durante la colada y están constituidas principalmente por silicatos provenientes de la erosión del refractario del equipo de colada.

2.2.4.- Macroestructura del Acero

Con excepción de las estructuras que se forman durante los tratamientos térmicos o por diferencias locales de velocidad de enfriamiento, la macroestructura de los aceros está ocasionada por fenómenos que ocurren durante la solidificación.

Esta macroestructura (o sea el aspecto macroscópico de la heterogeneidad) es la consecuencia de heterogeneidades cristalográficas y químicas, de distribuciones irregulares de inclusiones y fases. Además, se tienen heterogeneidades físicas como diferencias de tamaño de grano u orientaciones locales preferidas. Se puede entonces decir que la macroestructura está ocasionada por procesos y fenómenos que tienen lugar durante la solidificación. Cabe mencionar que las estructuras que se forman durante los tratamientos térmicos no forman la macroestructura del acero.

El acero destinado al laminado o forjado se vacía casi únicamente en forma de lingotes en moldes de fundición llamadas lingoteras. La solidificación y por tanto la estructura primaria depende sobre todo del tamaño y de la forma del lingote. Debido a las diferencias en las condiciones de solidificación, por las distintas velocidades de enfriamiento, es posible discernir tres zonas diferentes desde la pared del molde hasta el corazón del mismo, figura 2.5, de acuerdo a:

1º.- Zona de templado

Debido a la alta velocidad de enfriamiento de una pequeña capa de acero líquido, al entrar en contacto con la pared fría del molde (lingotera), ocurre un subenfriamiento fuerte y por tanto un

alto grado de nucleación, figura2.5 , produciéndose muchos cristales pequeños con orientación al azar.

2º.- Zona columnaria o de tallos

Esta zona representa el mayor volumen del lingote. La velocidad de crecimiento de los cristales es la máxima en la dirección de mayor gradiente de temperatura (perpendicular a la pared del molde). Así se forman "cristales en forma de tallos" o sea cristales de forma alargada o dendritas dirigidas hacia el centro del lingote.

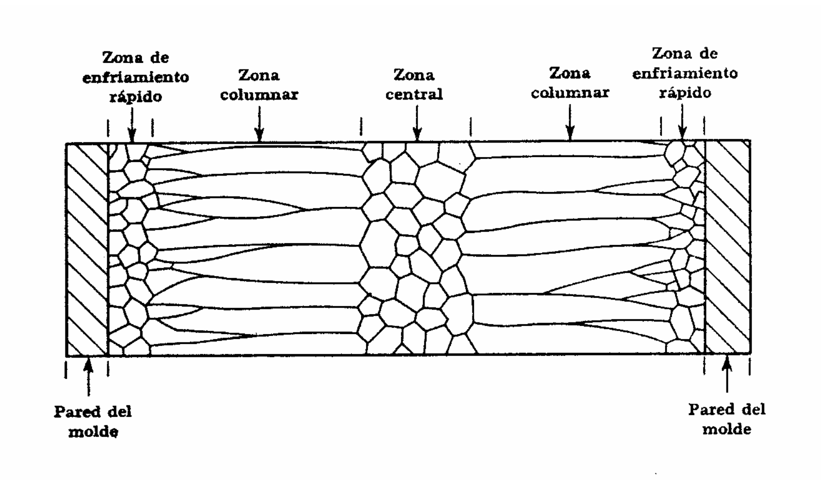


Figura 2.5.- Solidificación de un lingote

3º.- La zona central no dirigida

Debido a la reducción de la velocidad de enfriamiento, los cristales de la zona central del lingote pierden poco a poco su dirección de crecimiento preferencial y dejan de formar una estructura dirigida. En esta zona se segregan la mayoría de las impurezas que contiene el metal fundido, debido a que es la última zona en solidificar.

La transición entre una zona y otra es paulatina y el volumen relativo de cada zona está determinado por factores como la masa relativa del lingote y el molde, la temperatura de colada, las condiciones de enfriamiento, la forma del lingote, etc.

En general se pueden distinguir tres categorías de lingotes:

1.- Para aceros finos y aleados, que se vacían en lingotes relativamente pequeños (máximo 2000 kg.). Se utilizan casi exclusivamente moldes de forma cuadrada con "Hot Top" o cabeza perdida.

2.- Para lingotes más grandes se utilizan superficies onduladas (Corrugated Mould), así como de tipo cuadrado no ondulado. Estos tipos se utilizan sobre todo para la producción en masa de acero corriente, llamado "Tonnage Steel".

2.2.5.- Microestructura del Acero.

En este punto es conveniente considerar las principales estructuras metalográficas que se encuentran presentes en los aceros, ya sea por enfriamiento lento en condiciones de equilibrio o por tratamiento térmico en condiciones fuera de equilibrio.

a) ***Ferrita***

Si se examina el diagrama hierro-carburo de hierro, figura 2.3, se verá que la estructura de la ferrita consiste prácticamente de hierro puro, la cual a temperatura ambiente, es una solución sólida de tipo intersticial de carbono en hierro α, con una solubilidad límite de aproximadamente 0.008%. Disuelve como máximo 0.025 %C a la temperatura eutectoide de 727 ºC.

Este constituyente puede contener, además de una pequeña cantidad de carbono en solución sólida, otros elementos ya sea como residuales del proceso de fabricación o añadidos intencionalmente como elementos de aleación. Por esta razón el término ferrita se utiliza para incluir cualquier solución sólida basada sobre el hierro α, para distinguirlas de aquellas soluciones sólidas de hierro γ o austenita.

b) ***Perlita***

Es el producto de la reacción eutectoide ocurriendo bajo condiciones de equilibrio a una temperatura de 727 ºC y con una composición de 0.77 %C; los reactantes son la ferrita (0.025 %C) y la cementita (6.69 %C), y por otra parte la austenita con 0.77 %C. La estructura perlítica consiste de laminillas delgadas alternas de cementita y ferrita, denominándose este tipo de estructura como perlita laminar.

En aceros al carbono se presenta una estructura totalmente perlítica únicamente cuando la composición es la del punto eutectoide. En los aceros hipoeutectoides la estructura consiste de granos de perlita rodeada de granos de ferrita: En los aceros hipereutectoides un enfriamiento desde la zona austenítica, provoca la formación de una cierta cantidad de cementita proeutectoide, antes que la perlita aparezca, quedando la parte formada por los límites de grano como una red continua de cementita, mientras que el interior de los granos se transformará completamente en perlita, cuando continúa el enfriamiento por debajo de los 727 ºC.

c) ***Cementita***

La cementita es un compuesto de hierro y carbono, duro y frágil, conteniendo 6.69 %C correspondiendo esto a la composición en porcentaje en peso de Fe_3C*, 3 átomos de Fe y uno de C.*

En los aceros al carbono hipoeutectoides y eutectoides la cementita se encuentra formando parte de los granos de perlita, mientras que en los aceros hipereutectoides se encuentra en dos formas, como una red continua en los límites de grano con el interior formado por perlita.

En cada caso la cementita está presente como un compuesto duro y resistente a la abrasión y como tal ejerce profunda influencia sobre el desempeño de los aceros.

En los aceros aleados complejos, la cementita juega un papel muy importante, no sólo por ella misma, sino en combinación con otros carburos formados con los elementos de aleación, para producir partículas extremadamente duras y resistentes a la abrasión.

d) ***Austenita***

Es una solución sólida de carbono en hierro γ*. Esta fase se extiende sobre una gran sección del diagrama* $Fe\text{-}Fe_3C$*, con la solubilidad del carbono aumentando con la temperatura a un máximo de 2.11% a 1148 ºC. Del mismo diagrama se puede observar que la austenita no existe a temperatura ambiente, para aceros al carbono, bajo condiciones de equilibrio. En ciertos aceros aleados, como en el caso de los aceros para herramientas, una pequeña porción de austenita puede retenerse en la estructura final, o en los aceros inoxidables austeníticos.*

e) ***Martensita***

La martensita es indudablemente el constituyente metalográfico más importante en los aceros. Es un constituyente ***metaestable*** *obtenido a partir de la transformación de la austenita, para velocidades de enfriamiento por encima de la crítica. Es el más duro de los componentes de transformación de la austenita, dependiendo su dureza (y fragilidad) del porcentaje de carbono hasta 0.9%. La martensita vista al microscopio presenta una forma acicular.*

La martensita después del temple es frágil y sin ductilidad y por tanto es necesario un subsecuente tratamiento térmico (revenido) para mejorar sus propiedades mecánicas.

f) ***Bainita***

Este producto de la descomposición de la austenita, consistiendo de un agregado de ferrita y cementita, puede considerarse como una perlita muy fina. Esta estructura se forma en el rango de temperaturas entre los 540 ºC (1000 ºF) y la temperatura M_s*. Debido a que las laminillas de carburo y ferrita son cada vez más finas, la dureza de la bainita es mayor que la de la perlita, aumentando entre más fina sea la bainita.*

La microestructura de un acero se deduce de una observación del diagrama de equilibrio, y de un conocimiento de la transformación de la austenita. Así, se determina que un acero hipoeutectoide se compone de ferrita + perlita, un acero eutectoide únicamente de perlita y un acero hipereutectoide de perlita + cementita.

En la denominación de los constituyentes se hace una diferenciación según el momento de su formación, según figura 2.4:

Se distingue para la ***ferrita****:*

- Ferrita proeutectoide:	*Formada sobre IK*
- Ferrita eutectoide:	*Formada en el punto K*

Para la ***cementita***

- Cementita primaria (en fundiciones):	*Formada sobre JC*
- Cementita eutéctica (en fundiciones):	*Formada en C*
- Cementita secundaria o proeutectoide:	*Formada sobre GK*

- *Cementita eutectoide:* *Formada en K*
- *Cementita terciaria (cementita de límite de grano):* *Formada sobre LO*

2.3.- TRANSFORMACIONES DE LAS ALEACIONES Fe-C.

2.3.1.- Austenitización.

Se entiende por "austenitización del acero" la formación de la fase austenita, en forma más o menos homogénea, a partir de la mezcla de las fases ferrita más cementita; aún si se empieza con martensita, este constituyente se descompone en ferrita y cementita durante el calentamiento.

Del diagrama de equilibrio Fe -Fe_3C se puede ver que todas las aleaciones con menos de 2.11 %C, recorren durante su enfriamiento, después de la solidificación total, la zona homogénea γ. En este intervalo de tiempo y temperatura, el acero se compone exclusivamente de austenita, por ello, todos los constituyentes que se pueden observar a temperatura ambiente con el microscopio, ya sea que se hayan formado en condiciones de equilibrio (enfriamiento muy lento) o bajo razones severas de enfriamiento, se forman entonces a partir de la austenita. De aquí la importancia del estudio de la transformación de la austenita.

2.3.2.- Transformación de la Austenita. Enfriamiento Bajo Condiciones de Equilibrio.

Consideremos la figura 2.6, que muestra una región restringida del diagrama Fe - Fe_3C. Aquí la composición X representa un acero hipoeutectoide con 0.40 %C; este acero es completamente austenitizado después de calentarlo por un tiempo suficiente a la temperatura T_1. Si la probeta, después de éste calentamiento, se enfría lentamente bajo condiciones de equilibrio experimentará la nucleación de la fase ferrita al llegar a la temperatura A_3. Al continuar el enfriamiento, más y más ferrita se va formando y debido a la poca solubilidad de carbono en ella, la austenita que permanece todavía aumenta su contenido de carbono. La composición de la ferrita va cambiando según la curva IL. Mientras que la composición de la austenita lo hace según la curva IK, de manera que cuando se alcanza la temperatura A_1 (727 ºC), la aleación consiste de ferrita de composición L y austenita de composición K. Al continuar enfriando la aleación por debajo de los 727 ºC, la austenita restante se descompone, por medio de la reacción eutectoide, en perlita que es una mezcla de ferrita y cementita. La formación de perlita a partir de austenita involucra una redistribución del carbono y un cambio cristalográfico. En otras palabras se puede decir que la formación de la perlita involucra la difusión de átomos de

carbono y la nucleación de laminillas de cementita y ferrita. Los núcleos generalmente se forman en los límites de grano de la austenita, siendo el primero en aparecer el de cementita; después de su formación la austenita que lo rodea está casi libre de carbono, lo que favorece la nucleación de la ferrita a los lados de la cementita. A su vez los núcleos de ferrita, que disuelven muy poco carbono, expulsan el exceso de éste y esto favorece una vez más la formación de la cementita. Al mismo tiempo que los núcleos de perlita crecen hacia los lados, también avanzan hacia el centro del grano.

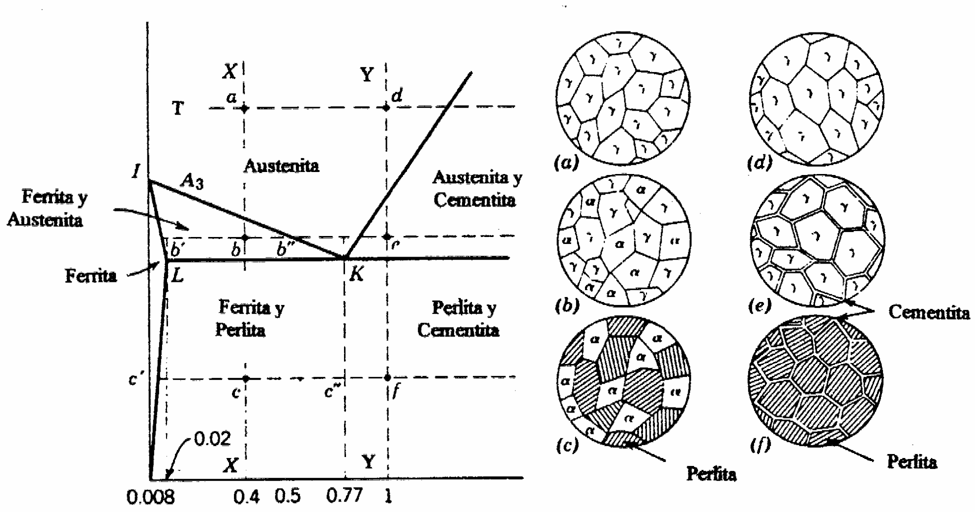


Figura 2.6.- Microestructura de aceros al carbono en enfriamiento lento.

De una manera semejante, un acero hipereutectoide de composición Y, figura 2.6, con aproximadamente 1.00 %C, al ser enfriado bajo condiciones de equilibrio da lugar a la precipitación de cementita a partir de A_{cm}. En este caso la composición de la austenita, en la zona bifásica γ+ cm, varía con la temperatura de acuerdo a la curva GK (figura 2.4) y, cuando la temperatura alcanza los 727 ºC, la austenita llega a una composición dada por el punto K, descomponiéndose en perlita por medio de una reacción eutectoide. En las aleaciones mencionadas se utilizan los términos de ferrita proeutectoide para describir los compuestos que precipitan antes que la composición eutectoide sea alcanzada.

De lo anterior se desprende que, bajo condiciones de enfriamiento lento, la microestructura de un acero hipoeutectoide estará formada por granos de ferrita y granos de perlita. Para un acero hipereutectoide tendremos una microestructura formada por granos de perlita y una red de

cementita en los límites de grano de la perlita. Para un acero eutectoide la microestructura estará formada únicamente por perlita.

2.3.2.1.- Formación de la Perlita.

La formación de la estructura eutectoide está determinada por dos factores: la nucleación y el crecimiento de los núcleos. La perlita siempre se nuclea por medio de la cementita: los núcleos de cementita se forman generalmente en los límites de grano de la austenita donde la energía de superficie a producir es mínima y crecen hacia el interior de la fase austenita, figura 2.7(a). En la cercanía inmediata de esta primera laminilla de cementita, la austenita se hace más pobre en carbono, lo que provoca la precipitación de ferrita adyacente a la laminilla de cementita ya existente (nucleación recíproca, eutectoide normal) figura 2.7 (b). Esta precipitación de ferrita provoca un aumento en el contenido de carbono de la austenita adyacente, formándose un segundo núcleo de cementita al lado de las laminillas de ferrita. Finalmente, ambas fases crecen con un frente común, hacia el centro del grano de austenita, figura 2.7 (c).

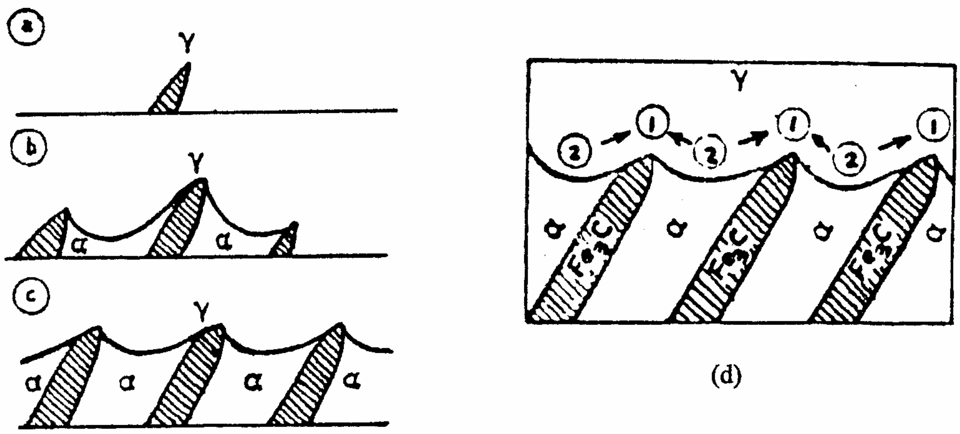


Figura 2.7. Representación esquemática de la nucleación y crecimiento de la perlita.

El mecanismo de crecimiento de la perlita se representa en forma esquemática en la figura 2.7(d), en la que se muestra que el contenido de carbono de la austenita es máximo frente a la mitad de la laminilla de ferrita (punto 2) de modo que ésta dirige una superficie cóncava hacia la austenita, figura 2.7 (d). El contenido de carbono de la austenita es mínimo frente a la laminilla de cementita (punto 1). En el límite austenita - perlita el carbono difunde de 2 hacia 1 de modo que la laminilla de cementita penetra en la austenita perpendicularmente al frente común de crecimiento.

2.3.3.- Transformación de la Austenita. Enfriamiento Bajo Condiciones fuera de Equilibrio.

Cuando la velocidad de enfriamiento aumenta gradualmente, el primer efecto es un desplazamiento del punto de transformación hacia temperaturas menores. Si se considera un acero con contenido en carbono de 0.2 % enfriándose con una velocidad constante, la formación de los primeros cristales de ferrita no empieza sobre la línea de equilibrio IK, figura 2.8 (a), sino en el punto "a" situado más abajo.

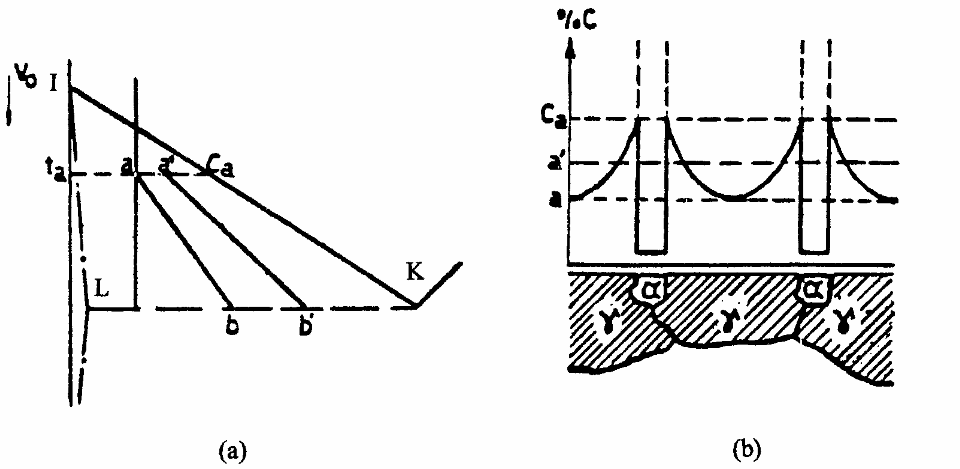


Figura 2.8.- Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la transformación gama-alfa.

Si en "a" se han formado los primeros cristales de ferrita, el carbono que estaba en este lugar se está desalojando hacia la austenita de alrededor, y esta austenita en contacto con la ferrita, tiene entonces una concentración representada por Ca ya que ésta es la concentración de la austenita en equilibrio con ferrita a temperatura t_a. Con un enfriamiento posterior, la concentración de carbono en la austenita evoluciona en el límite austenita - ferrita según CaK y en la austenita a distancia máxima desde ese límite según una línea como ab.

La concentración promedio de carbono en la austenita evoluciona según a'b'. La línea ab representa además las temperaturas de comienzo de la transformación en función del contenido de carbono para una velocidad de enfriamiento V_0. La línea ab no sólo está situada abajo de IK, sino que además tiene una inclinación mayor, ya que la estabilidad de la austenita y también el subenfriamiento, aumentan cuando el contenido de carbono de la austenita residual aumenta. En

las zonas de austenita con menor contenido de carbono, pueden formarse nuevos cristales de ferrita.

2.3.3.1.- Influencia de la Velocidad de Enfriamiento sobre la Posición de la Línea IK.

La distribución heterogénea del carbono en la austenita, debido a la difusión insuficiente, provocada por un enfriamiento a una velocidad constante, tiene una influencia importante sobre la formación de la perlita. Cuando la formación de la ferrita, a una velocidad de enfriamiento determinada comienza en "a" a la temperatura t_1 *figura 2.9 (a), la austenita en contacto directo con la ferrita, evoluciona durante el enfriamiento posterior según la línea de equilibrio IK; la austenita más pobre en carbono según ab y la composición promedio según a'b'. Cuando la austenita en equilibrio llega al punto K, no se forma inmediatamente perlita a la temperatura* t_2*, sino con un pequeño subenfriamiento en* K_1 *a la temperatura* t_3*. La austenita que no está en contacto con la ferrita y que tiene un contenido de carbono menor sólo llega al límite de saturación a una temperatura todavía más baja, por ejemplo* t_4*, mientras que la austenita más pobre en carbono tan sólo llega a la saturación del carbono en el punto b y precipita cementita a partir de la temperatura* t_5*.*

La línea a'b' representa la concentración promedio de la austenita y el punto b' representa la composición promedio de la perlita.

De aquí se desprende que la consecuencia de un aumento en la velocidad de enfriamiento ($v_1 < v_2 < v_3 < v_4$) *es que el punto eutectoide se desplaza hacia temperaturas menores y concentraciones de carbono también menores (de* $K > K_1 > K_2 > K_3 > K_4$*), figura 2.9 (b). La perlita se empobrece en carbono y la cantidad de perlita sobrepasa la cantidad que se puede deducir del diagrama de equilibrio.*

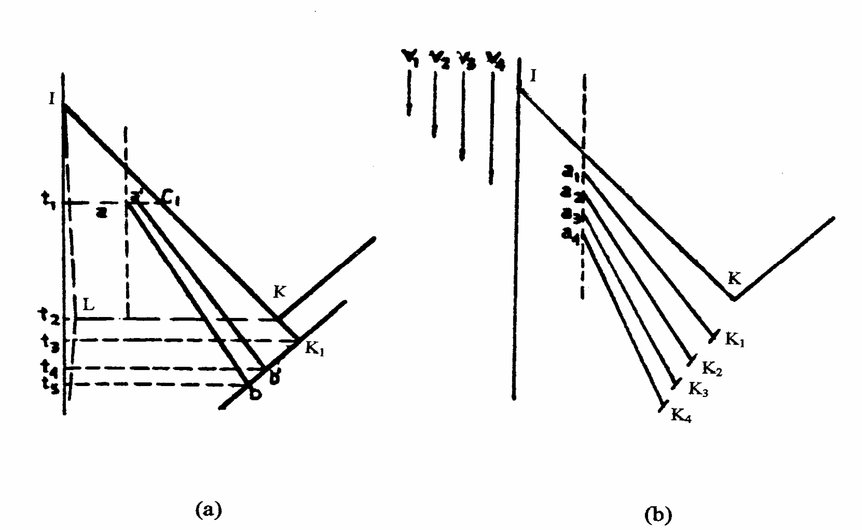


Figura 2.9.- Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la posición de la línea IK.

2.3.3.2.- Influencia de la Velocidad de Enfriamiento y del Contenido de Carbono sobre la Transformación Austenita-Ferrita.

Cuando se templa una probeta desde la zona de transformación, el crecimiento de los cristales de ferrita ya formados se detiene repentinamente. La austenita residual se convierte en el constituyente martensita, que será discutido posteriormente. De ésta forma es posible distinguir exactamente entre la ferrita formada antes del enfriamiento rápido y la austenita residual, transformada en martensita durante el temple.

Para estudiar la formación de la ferrita bajo la influencia de la velocidad de enfriamiento y el contenido de carbono, se preparan probetas modificando tres factores independientes:

a) ***Contenido de carbono***
b) ***Velocidad de enfriamiento***
c) ***Grado de transformación en el momento del temple***

Los resultados obtenidos muestran tres formas de cristales de ferrita:

1.- Con una velocidad de enfriamiento pequeña, contenido de carbono bajo y al inicio de la transformación se forman en los límites de grano de la austenita cristales regulares y poliédricos de ferrita, cuyos ángulos y aristas están más o menos redondeados por la tensión superficial.

2.- Con un grado de transformación más avanzado o con mayor velocidad de enfriamiento o con mayor contenido de carbono, los cristales se forman de manera menos regular, es decir, los ángulos y las aristas se forman más agudos.

3.- Con una velocidad de enfriamiento bastante grande y uno de los factores aumentando más, se forman cristales grandes en forma de agujas, creciendo desde los límites de grano hacia el interior de los granos de austenita.

De lo anterior se puede concluir que los tres factores discutidos actúan en el mismo sentido para modificar la formación de cristales: desde una forma regular poliédrica hasta una forma irregular de agujas. Esto se puede explicar como sigue:

Durante la formación de un cristal de ferrita, su crecimiento está determinado tanto por la velocidad con la que se transporta el calor latente de transformación, así como por la expulsión del carbono, que no puede ser disuelto por la ferrita formada. Así, cuando el calor producido y el carbono son transportados con velocidad suficiente, el cristal se desarrollará libremente en forma poliédrica. Sin embargo, cuando aumenta la velocidad de enfriamiento y al mismo tiempo la velocidad de transmisión, es necesario transportar más carbono y más calor latente por unidad de tiempo. Esto favorece el crecimiento de las aristas y puntas de los cristales de ferrita, ya que de esta forma el calor puede ser intercambiado con el medio en varias direcciones. Algo semejante pasa con el carbono que difunde. El contenido en carbono aumenta en la austenita en zonas cercanas a la ferrita, haciéndose más difícil la difusión, por lo que los cristales de ferrita crecen en forma angulosa y finalmente como agujas hacia el centro de los granos de austenita, donde es menor el contenido de carbono.

2.3.3.3.- Influencia de la Velocidad de Enfriamiento sobre la Formación de la Perlita.

Es un hecho conocido que la formación de la perlita ocurre, bajo condiciones de equilibrio, a temperatura constante. Sin embargo, con una velocidad de enfriamiento bastante grande, la transformación eutectoide también se extiende sobre un intervalo de temperatura determinado, lo que facilita el templado (enfriamiento rápido) en la zona da transformación.

Con una velocidad de enfriamiento aumentada y una temperatura de transformación disminuida, ocurre una aceleración pronunciada de la transformación austenita - perlita. La influencia de la temperatura de transformación disminuida, sobre el mecanismo de la transformación actúa de la siguiente forma:

1º.- Con un sobre enfriamiento importante el potencial de nucleación aumenta, formándose más núcleos, dando lugar a la formación de granos de perlita más pequeños y numerosos

2º.- Con baja de temperatura el coeficiente de difusión del carbono disminuye; en cambio el gradiente de concentración aumenta como consecuencia de la reducción de la distancia entre las laminillas.

3º.- Con una baja temperatura, la perlita tiende a desarrollarse en forma de abanico (esferoidal). Esta formación tiende a aumentar la superficie de contacto entre la austenita y el frente de crecimiento perlítico, lo que aumenta la velocidad de transformación.

El efecto total de estos tres factores es un aumento en la velocidad de transformación, con la disminución de la temperatura de transformación, cuando aumenta la velocidad de enfriamiento. En el aspecto metalográfico se refleja en una estructura eutectoide más fina, la que recibe el nombre de bainita.

Con aumento de la velocidad de enfriamiento, la formación de la perlita se puede reprimir en parte o totalmente. La velocidad de enfriamiento máxima a la cual la transformación perlítica puede ocurrir totalmente para una composición determinada de acero se llama velocidad crítica.

Para velocidades por encima de la crítica aparece un nuevo mecanismo de transformación: la formación de martensita.

2.3.3.4.- Martensita.

La transformación perlítica es una reacción cuyo mecanismo está determinado por nucleación y crecimiento de los núcleos, cuyo movimiento del frente de transformación se desarrolla con una velocidad que depende principalmente de la difusión. El mecanismo de la formación de la martensita es totalmente diferente: debido a la importante reducción de la temperatura de transformación, la difusión del carbono disminuye y al mismo tiempo aumenta la tendencia a la transformación. La transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ *ocurre de una vez sin ninguna difusión de carbono, con un cambio brusco de la red cristalina.*

En este mecanismo se puede hablar del movimiento de un frente de reacción: llegando a una temperatura determinada (M_s *= Martensite Start = Inicio de la Martensita) la transformación empieza al mismo tiempo en lugares diferentes, en los que se forman partículas de martensita con aspecto de agujas, por un cambio brusco de ciertas zonas de la austenita. Este cambio ocurre con una velocidad cercana a la velocidad del sonido en el acero.*

Para que continúe la transformación de otras partes de la austenita, es necesario bajar más la temperatura; la transformación total ocurre llegando a una temperatura mínima llamada M_f *(final de la martensita)*

La figura 2.10 muestra las posiciones de M_s *y* M_f *(comienzo y fin de la transformación de la austenita en martensita, respectivamente), en función del contenido de carbono para los aceros. Se observa que la estabilidad de la austenita aumenta con el contenido de carbono, lo que lleva a una disminución de los puntos* M_s *y* M_f*. Otro punto importante que se puede observar de la misma figura 2.10, es que conforme aumenta el contenido en carbono el intervalo entre* M_s *y* M_f *aumenta.*

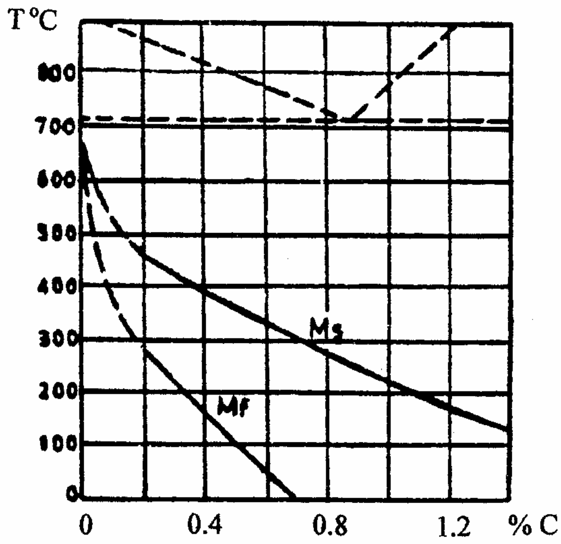


Figura 2.10.- Variación de M_s y M_f con la concentración de Carbono en el acero.

Por otra parte, en relación con la estructura cristalográfica de la martensita, se demostró en 1922 por Westgren y Phragmen, que con un aumento en el contenido de carbono del acero, la red cúbica centrada en el cuerpo de la ferrita se transforma en una red tetragonal, con una arista que aumenta linealmente con el contenido de carbono.

En la figura 2.11 se muestra la transformación de la red FCC (cúbica a caras centradas) de la austenita, figura 2.11 (a) y (b), a la red FCT (tetragonal a caras centradas) de la martensita, figura 2.11 (c), conocida como distorsión de Bain en el acero. En ella los puntos negros representan las posiciones donde pueden ubicarse átomos de carbono en posiciones intersticiales.

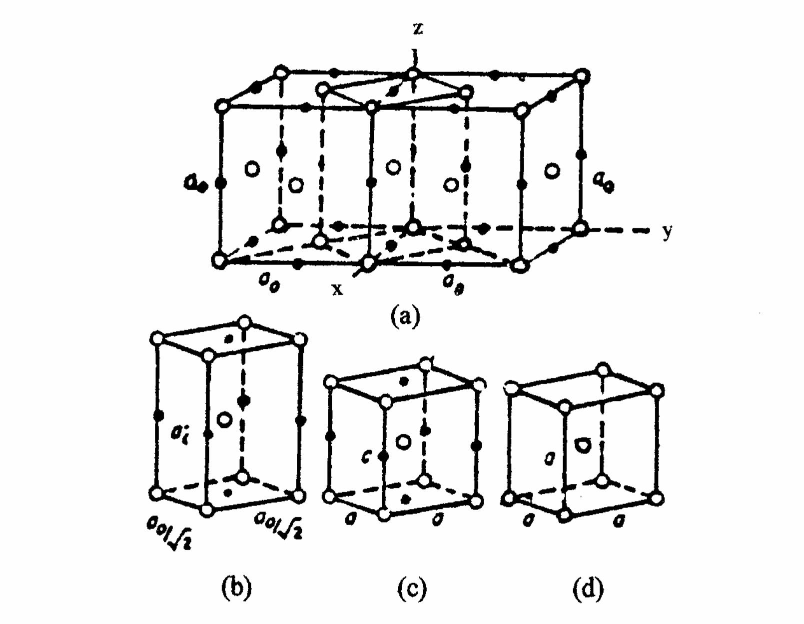


Figura 2.11. Distorsión de Bain en la transformación martensítica de los aceros. (a) Dos celdas FCC de la Austenita mostrando una celda tetragonal; (b) Representación tetragonal de la austenita; (c) Celda Tetragonal de la martensita y (d) Celda cúbica a cuerpo centrado de la ferrita.

Sin embargo, es importante tener presente que solamente un pequeño porcentaje de estas posiciones está ocupado. La figura 2.11 (a) representa austenita cúbica centrada en las caras. En esta estructura los átomos de carbono pueden ocupar algunos de los puntos medios de las aristas del cubo y/o de los centros del cubo. En la figura 2.11 (b) se muestran las posiciones equivalentes en la austenita, cuando se le considera como una estructura tetragonal centrada en el cuerpo. En estas celdas las posiciones del carbono ocurren entre átomos de hierro a lo largo de las aristas de los ejes c (o eje z) y en los centros de las caras cuadradas en cada extremo de la celda. Finalmente en la figura 2.11 (c) se muestra la estructura martensítica, que es una celda tetragonal a cuerpo centrado. En este último caso se reduce grandemente la tetragonalidad de la celda, pero los átomos de carbono se encuentran en las mismas posiciones relativas con respecto a sus vecinos átomos de hierro igual que en la celda unitaria austenítica. La estructura resultante es Terragonal a cuerpo centrado únicamente porque los átomos de carbono son heredados de la austenita, y la transformación que normalmente continuaría hasta la cúbica centrada en el cuerpo, figura 2.11 (d), no puede completarse.

2.4 DIAGRAMAS TTT Y CCT

2.4.1.- Diagramas TTT o de Transformación Isotérmica.

2.4.1.1.- Transformación Isotérmica.

La transformación de una fase a otra es un proceso o reacción que no avanza en forma lineal con el tiempo, aún y cuando dicha reacción se lleve a cabo a temperatura constante, es decir, isotérmicamente.

La figura 2.12 muestra una gráfica de porcentaje de transformación contra tiempo (en escala logarítmica) en la que se representa la curva de transformación a una temperatura dada (isoterma); se puede observar que la transformación requiere de un periodo de incubación para la nucleación de la nueva fase. Después, la rapidez se incrementa llegando a un máximo cuando la reacción se ha completado en un 50 %. Posteriormente la rapidez disminuye cuando está próxima su terminación; los últimos porcentajes de transformación requieren de un tiempo considerable, hasta que se alcanza el 100 % de ésta.

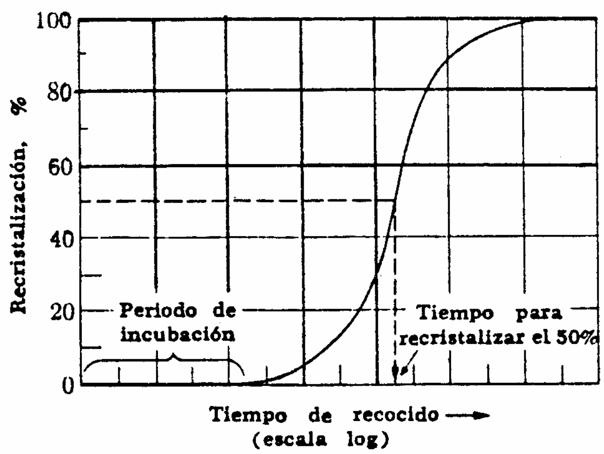


Figura 2.12.- Representación esquemática del porcentaje de Recristalización isotérmica en un tratamiento de recocido

La transformación de la austenita a temperatura constante fue estudiada por primera vez en 1930 por Bain y Davenport en forma científica y sistemática. Este estudio se basó en los siguientes hechos:

1. *- Con una velocidad de enfriamiento bastante elevada, la transformación martensítica no empieza antes de la temperatura M_s.*
2. *- Para temperaturas entre A_1 y M_s, la austenita puede mantenerse en estado metaestable, siempre y cuando la velocidad de enfriamiento para alcanzar una temperatura determinada sea bastante elevada.*

De esta manera determinaron la velocidad de transformación de la austenita metaestable a temperatura constante y además, la estructura y las propiedades de los constituyentes que se forman de esta manera.

2.4.1.2.- Obtención de un Diagrama TTT y la Importancia de la Forma y del Mecanismo de Transformación.

Los diagramas TTT se obtienen utilizando principalmente dos métodos: por metalografía y por dilatometría. En el primer método se utilizan pequeñas probetas de acero, las cuales se austenitizan y se templan en un baño de sal o plomo líquidos a temperatura fija y constante entre A_1 y M_s. después de tiempos diferentes, se sacan las probetas del baño y se templan en agua (a temperatura ambiente), de modo que la austenita no transformada aún, se transforme en martensita. De esta forma se puede evaluar metalográficamente el porcentaje de austenita transformada en función de la temperatura y el tiempo.

*Representando el grado de transformación de la austenita, en una gráfica con escala logarítmica para el tiempo, se obtiene una curva clásica en forma de **"S"** (véase la figura 2.12 y parte superior de la figura 2.13).*

*El resultado de todas las curvas "S", para el rango de temperaturas entre A_1 y M_s, se representa en un diagrama, **el diagrama TTT o diagrama Tiempo - Temperatura – Transformación,** figura 2.13. En un diagrama TTT el tiempo se da en una escala logarítmica, mostrándose además:*

a) *Las curvas de inicio y fin de la transformación.*
b) *Las curvas para distintos porcentajes de transformación.*
c) *Línea de formación de los carburos.*

d) *Dos zonas, la perlítica (curva ANB) y la Bainítica (curva BCM$_s$) o rodilla perlítica y rodilla bainítica, respectivamente.*

e) *La zona martensítica, con distintos puntos de transformación.*

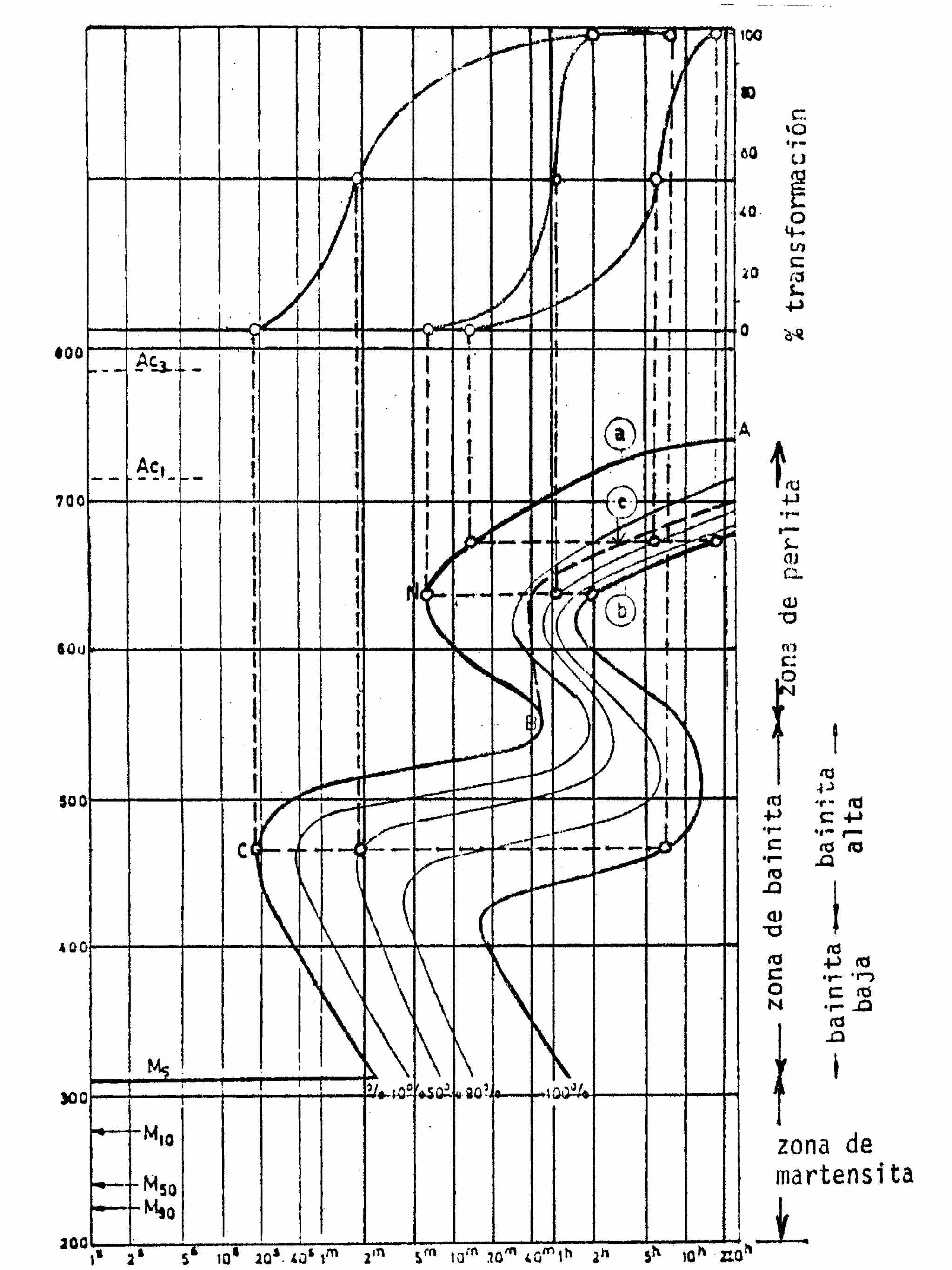


Figura 2.13.- Diagrama TTT o de transformación isotérmica de un acero de baja aleación cuya composición es: C = 0.40, Mn = 1.38, Ni 0.74, Cr = 0.53 y Mo = 0.16, con la siguiente nomenclatura: (a) = comienzo de la Transformación, (c) línea de carburos y (b) = fin de la transformación.

Es importante notar que este diagrama TTT representa en forma esquemática la transformación de un acero aleado, ya que se distinguen perfectamente las zonas perlítica y bainítica. Para un acero al carbono las dos zonas se sobreponen en gran parte, debido a que la rodilla bainítica sólo está ligeramente más baja que la rodilla perlítica, el resultado de la superposición es que el diagrama TTT muestra solamente una rodilla, que se denomina usualmente rodilla perlítica, figura 2.14.

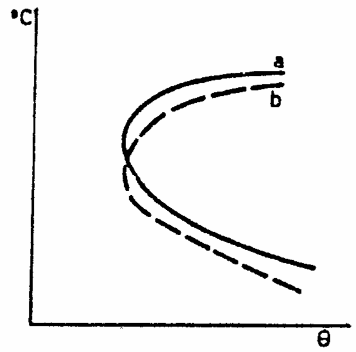


Figura 2.14.- Traslape de las curvas de inicio de transformación de la perlita (a) y de la bainita (b).

Un hecho importante de notar es que la posición de las diferentes curvas está influenciada por los elementos de aleación. Para un acero aleado la curva de inicio de la transformación se separa del eje de las temperaturas, mientras que para un acero al carbono ésta se encuentra muy cerca de dicho eje.

Otro hecho importante que puede observarse del diagrama de la figura 2.13, es que el inicio y el fin de la transformación de la austenita ocurren con tiempos cada vez menores y más rápidamente, conforme disminuye la temperatura de transformación. Este efecto se puede explicar a partir de los siguientes hechos:

1) *La estabilidad de la austenita disminuye entre mayor sea el sobreenfriamiento (entre menor sea la temperatura de transformación), aumentando la tendencia a la precipitación de carburos.*
2) *Al aumentar la velocidad de enfriamiento, se aumenta la tendencia a la precipitación con un grado de nucleación superior, dando por resultado laminillas de cementita y ferrita más delgadas.*

3) *Un tercer efecto acelerante es el aumento en el frente de cristalización, debido al crecimiento en abanico de la bainita.*

Sin embargo, es importante tener presente que estos efectos que aceleran la transformación de la austenita, experimentan un proceso negativo conforme disminuye la temperatura de transformación, ya que en este caso el fenómeno de la difusión viene a ser más importante que los efectos acelerantes, por su dependencia exponencial con la temperatura, dando por resultado que el tiempo de incubación alcance un valor mínimo y la velocidad de transformación sea máxima en la rodilla perlítica (bainítica).

2.4.1.3.- Interpretación de los Diagramas TTT.

La interpretación de un diagrama TTT varía en cierta medida, si éste corresponde a un acero al carbono o a un acero aleado; por ello, se tratarán por separado ambos casos.

a) ***Aceros al carbono***

Consideremos como ejemplo la curva TTT para un acero al carbono tipo AISI 1055 (véase la figura 2.15).

***Acero AISI 1055**. Composición:*

%C	%Mn	%Si	%S	%P	%Ni	%Cr	%Mo	%Cu	%V
0.53	0.70	0.35	0.010	0.020	0.24	0.09	<0.10	0.52	<0.03

Austenitización a 850 ºC durante 15 min. *Tamaño de grano: 11*

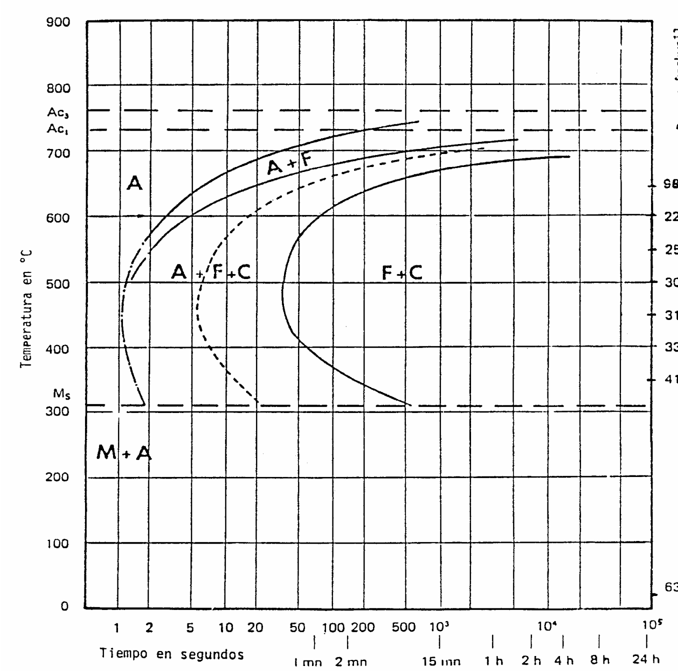


Figura 2.15.- Curva TTT o de transformación Isotérmica para un acero 1055.

En general para todas los diagramas TTT, las curvas de inicio y fin de la transformación se indican con líneas continuas: la de la izquierda corresponde aproximadamente a un 1 % de transformación de la austenita, es decir, corresponde a la aparición de los primeros granos de ferrita o de bainita, dependiendo de la temperatura de transformación, y la de la derecha a un 99 % aproximadamente de austenita transformada. Tramos con líneas de puntos y trazos corresponden a zonas de determinación inexacta debido a la alta velocidad de transformación.

La línea punteada corresponde aproximadamente a un 50 % de transformación. Las líneas intermedias corresponden a la aparición de nuevos microconstituyentes de acuerdo con lo siguiente:

A = Austenita ***F = Ferrita***

C = Carburo ***M = Martensita***

Para entender mejor la utilización de los diagramas TTT se analizarán, a partir de la figura 2.15, las transformaciones de fase que experimentará un acero después de austenitizarlo y enfriarlo a 600 ºC, manteniéndolo ahí hasta que se complete la transformación de la austenita:

1º Después de tres segundos: Aparición de los primeros granos de ***ferrita.***

2º Después de cinco segundos: aparición de las primeras zonas de carburos, en este caso por ser el acero Hipoeutectoide será la ***perlita.***

3º Después de 18 segundos: transformación de un 50% de austenita

4º Después de un minuto: fin de la transformación. La microestructura estará formada por ferrita y perlita con una dureza de 22 Rc.

Es importante tener presente que conforme disminuye la temperatura de transformación, la forma de transformación de la austenita pasa del tipo perlítico al bainítico, reduciéndose la zona correspondiente a la formación de la ferrita hasta que para temperaturas por debajo de los 500 ºC, la austenita se transforma directamente en perlita y bainita en el rango de temperaturas comprendido entre 400 ºC y 600 ºC ambas zonas se traslapan.

Estos dos modos de transformación se distinguen esencialmente por el aspecto micrográfico de los constituyentes formados: los constituyentes de la zona perlítica (ferrita más perlita) tienen la forma de granos poligonales, mientras que en la zona bainítica se forman generalmente agujas.

b) ***Aceros aleados***

Consideremos como ejemplo la curva TTT de un acero tipo AISI 4135, figura 2.16.

Las características generales de los diagramas para aceros aleados son, por una parte, la separación de las zonas perlítica y bainítica, y por otra, el corrimiento hacia la derecha de la curva de inicio de la transformación austenítica. A temperaturas altas los constituyentes que se forman son de tipo ferrita proeutectoide y posteriormente perlita.

Para temperaturas bajas, menores de 500 ºC y por encima de M_s, se inhibe la formación de la ferrita como fase aislada, teniéndose como único constituyente la bainita.

***Acero AISI 4135**. Composición:*

%C	*%Mn*	*%Si*	*%S*	*%P*	*%Ni*	*%Cr*	*%Mo*	*%Cu*
0.37	*0.79*	*0.30*	*0.010*	*0.019*	*<0.17*	*1.00*	*0.18*	*0.10*

Austenitización a 850 ºC durante 15 min. *Tamaño de grano: 8 – 9.*

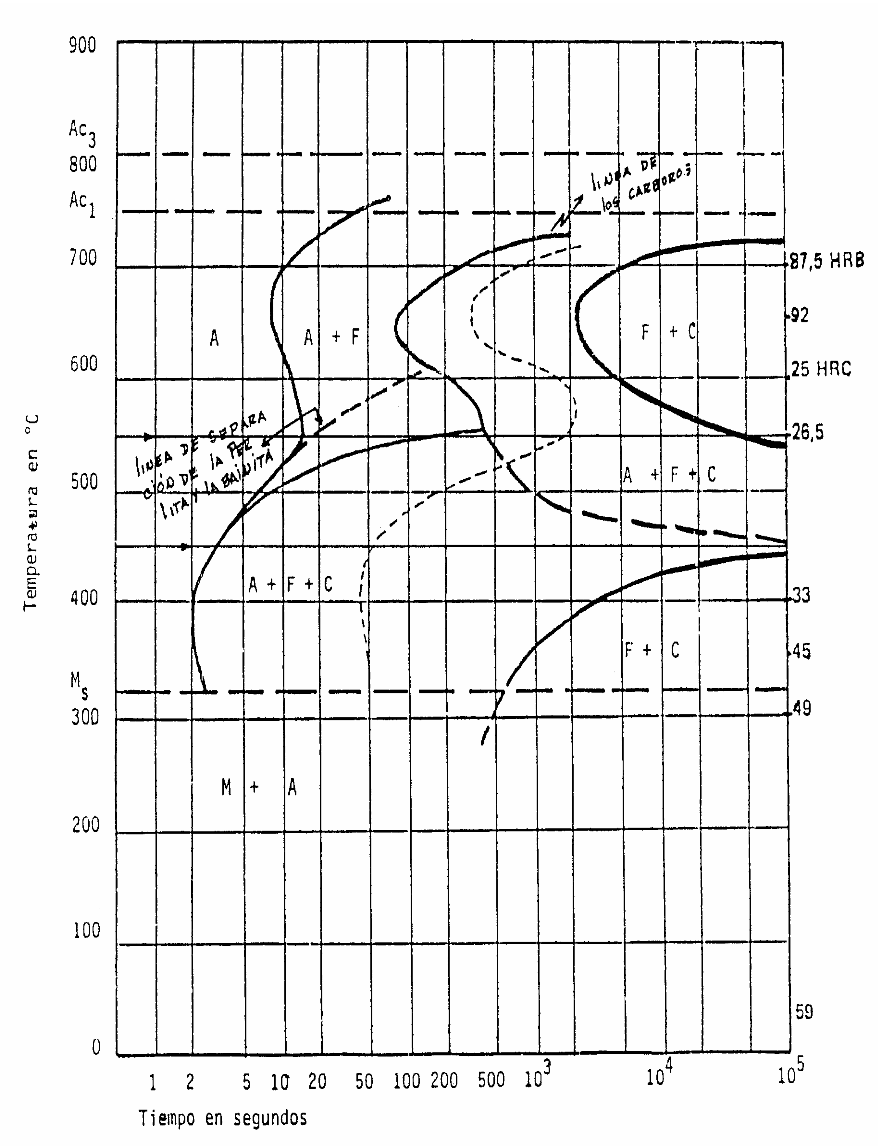


Figura 2.16.- Curva TTT o de transformación Isotérmica de un acero 4135.

Las zonas de transformación perlítica y bainítica se encuentran separadas por una zona de estabilidad de la austenita alrededor de los 550 ºC, en donde la transformación de la fase γ puede ocurrir según ambos modos de reacción.

A continuación se analizará, a partir de la figura 2.16, las transformaciones de fase que experimentará un acero después de austenitizarlo y enfriarlo a 550 ºC, manteniéndolo ahí hasta que se complete la transformación de la austenita:

1.- Después de 15 segundos: inicio de la transformación de la austenita; aparecen, los primeros granos poligonales de ferrita pro - perlítica.

2.- Después de 20 segundos: aparición de granos de ferrita probainítica, de forma circular.

3.- Después de 200 segundos: aparición de las primeras zonas con carburos tipo perlítico.

4.- Después de 2000 segundos: la cantidad de austenita transformada es ligeramente superior a 50%.

5.- Después de 14 horas (50,000 seg.): fin de la transformación.

Es importante hacer notar que las cantidades de ferrita properlítica y de ferrita probainítica disminuyen con la reducción de la temperatura. A 470 ºC la transformación comienza con la formación directa de bainita y sólo después de varias horas de transformación, cuando la cantidad de austenita transformada sobrepasa con mucho el 50 %, aparecen las primeras zonas de carburos tipo perlítico.

Para temperaturas por debajo de 450 ºC, la transformación consiste únicamente en la formación de constituyentes tipo bainítico.

c) ***Comparación esquemática entre diagramas TTT para aceros AISI 1040, 1080, y 10100***.

La figura 2.17 muestra en forma esquemática los diagramas TTT para tres tipos de aceros al carbono: un acero hipoeutectoide (1040), un acero eutectoide (1080) y un acero hipereutectoide (10100). A continuación se realizará un análisis de los principales parámetros que se observen en estos diagramas TTT:

1.- Estructura recocida

- *Acero 1040.- Acero hipoeutectoide con 0.40 % C aproximadamente. Estructura recocida: 50 % de ferrita proeutectoide y 50 % de perlita, aproximadamente.*

- *Acero 1080.- Acero eutectoide con 0.80 %C aproximadamente. Estructura recocida: 100 % perlita.*

- Acero 10100.- Acero hipereutectoide con 1.0 %C aproximadamente. Estructura recocida: 3.4 % cementita properlítica y 96.6 % perlita (calculada teóricamente).

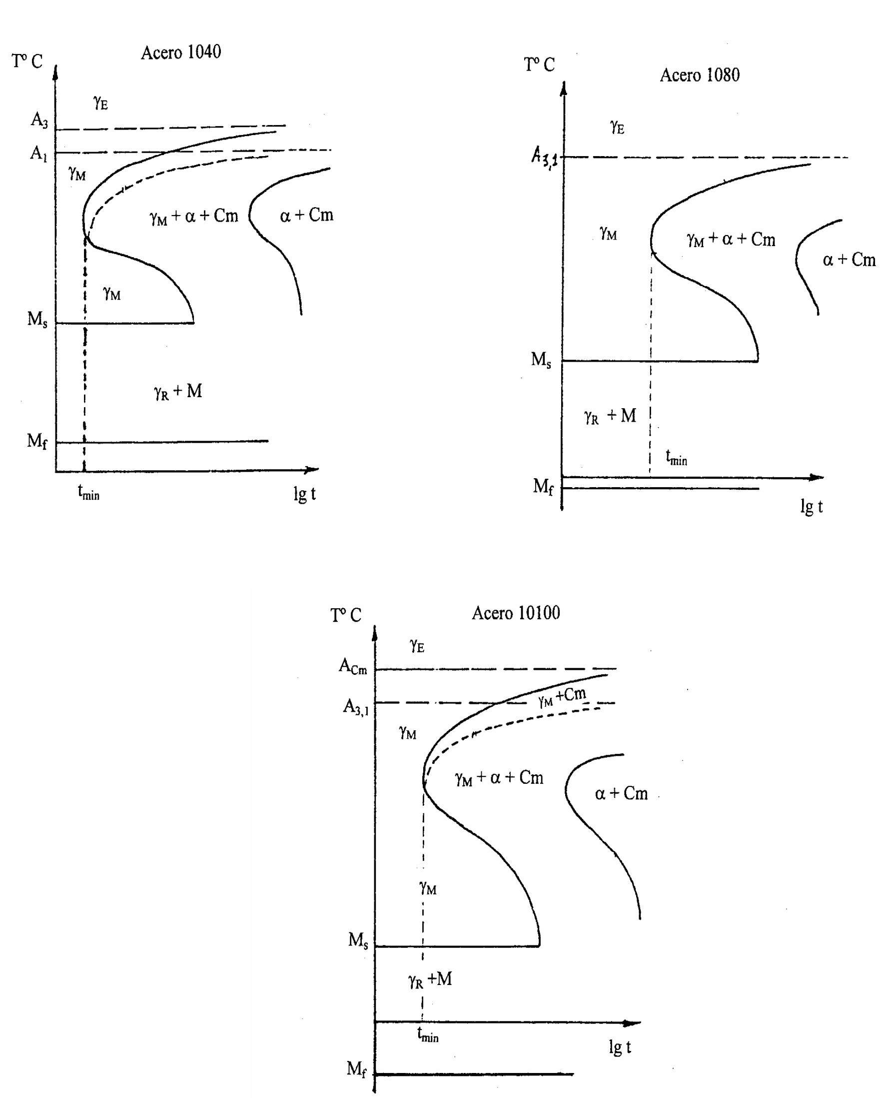


Figura 2.17.- Representación esquemática de los diagramas TTT de los aceros 1040, 1080 10100, con fines de comparación.

2.- Temperaturas críticas

Acero 1040.- las temperaturas A_3 y A_1 son de 815 ºC y 727 ºC, respectivamente; entre estas dos temperaturas la austenita se transforma parcialmente en ferrita properlítica, hasta alcanzar la relación γ/α de equilibrio, para la temperatura de transformación isotérmica T, con $A_1 < T < A_3$

Acero 1080.- Las temperaturas críticas A_3 y A_1 son iguales a 727 ºC, en este tipo de aceros la austenita se transforma en ferrita más carburo desde el inicio de la transformación. Para un acero eutectoide la línea de los carburos coincide con la de inicio de la transformación.

Acero 10100.- Las temperaturas críticas son A_{CM} y A_1, con valores de 800 ºC y 727 ºC, respectivamente. Entre estas dos temperaturas, la austenita se transforma parcialmente en cementita proeutectoide, hasta alcanzar la relación γ/cm de equilibrio para la temperatura de transformación isotérmica T, con $A_{CM} > T > A_1$.

3.- Posición de la nariz o rodilla perlítica.

De la figura 2.17 se puede observar que el acero eutectoide (AISI 1080) presenta la transformación más lenta (T_{min} de varios segundos), mientras que los aceros 1040 y 10100 se transforman con mayor rapidez (T_{min}< 1 seg). Un hecho importante de mencionar es que conforme aumenta el contenido de carbono, la transformación de la austenita se hace más lenta (aumenta T_{min}), pero esto sólo sucede hasta un 0.8 %C, aproximadamente; para contenidos superiores de carbono la transformación se hace más y más rápida, disminuyendo T_{min}. Esto implica que la rodilla perlítica para aceros de bajo contenido de carbono y de contenido superior a 0.8%, se encuentra muy cercana al eje de las temperaturas y conforme aumenta el porcentaje de carbono del acero la rodilla se separa de dicho eje. La explicación de esto es la siguiente:

Los aceros hipoeutectoides de bajo contenido de carbono se transforman más rápidamente, debido a la baja cantidad de carbono disuelto, lo que permite una transformación más rápida a la fase ferrita y eventualmente a la perlita. Así mismo, para un acero hipereutectoide aumenta el potencial de nucleación, debido a la gran cantidad de carbono disuelto, lo que propicia la formación de la cementita y eventualmente de la perlita.

4.- Temperaturas M_s y M_f de la transformación martensítica

Las temperaturas M_s (inicio de la martensita) y M_f (final de la martensita) dependen del contenido de carbono y para los aceros mencionados, son las siguientes:

ACERO	M_S	M_F
1040	*400º C*	*160º C*
1080	*280º C*	*- 50º C*
10100	*220º C*	*- 150º C*

2.4.1.4.- Utilización Práctica de los Diagramas TTT.

Es conveniente en este punto tener presente que los tratamientos térmicos industriales más utilizados, consisten principalmente de tratamientos con transformación en enfriamiento continuo. Sin embargo, a pesar de éstas restricciones, las aplicaciones industriales de los diagramas TTT suelen ser importantes. Los tratamientos térmicos industriales basados en un periodo térmico son:

a) ***Templado interrumpido o Martemplado***
b) ***Templado interrumpido mixto***
c) ***Templado isotérmico bainítico o Austemplado***
d) ***Recocido isotérmico (Isothermal Annealing)***

Los ciclos térmicos respectivos se representan en forma esquemática en la figura 2.18. Es importante tener presente que estos tratamientos térmicos se efectúan en aceros aleados, principalmente, ya que al presentarse la división entre las dos rodillas, la perlítica y la bainítica, posibilita la realización de estos tratamientos térmicos.

Referente al templado interrumpido, figura 2.18 (a), se realiza en aquellos aceros en los que se tiene una zona de estabilidad suficientemente grande para la austenita a temperaturas ligeramente superiores a M_s. La finalidad de este tratamiento es evitar en la medida de lo posible, el choque térmico tan grande que sufren las piezas al templarlas desde la temperatura

de austenitización a la de temple. Se aplica principalmente al tratamiento térmico de herramientas, cojinetes, matrices, etc.

El templado interrumpido mixto, figura 2.18 (b), suele aplicarse a piezas cementadas o carbonitruradas.

El objetivo de éste tratamiento es el de obtener una transformación total a bainita del corazón de la pieza y una transformación a martensita de la capa superficial. Lo anterior requiere de un conocimiento de los dos diagramas TTT, para el centro de la pieza y para la superficie.

Respecto al templado isotérmico Bainítico, figura 2.18 (c), éste se realiza por la razón de que las propiedades de la bainita así obtenida, generalmente son semejantes con respecto a la resistencia y ligeramente superiores en ductilidad a las obtenidas por la martensita revenida. Con este tratamiento térmico se obtiene propiedades óptimas de resistencia y ductilidad. El Austémpering tiene la gran ventaja sobre el templado convencional y el revenido, de que la transformación a bainita tiene lugar isotérmicamente a una temperatura relativamente alta, de manera que los esfuerzos debidos a la transformación son muy bajos, con un mínimo de distorsión resultante y pudiendo asegurar que no habrá fractura por el temple.

Finalmente, el recocido isotérmico, figura 2.18 (d), tiene la finalidad de obtener perlita gruesa, lo que aumenta la maquinabilidad del acero. Otra ventaja es que, debido a que se completó la transformación de la austenita, el material puede enfriarse fuera del horno, lo que reduce el tiempo de utilización de éste último.

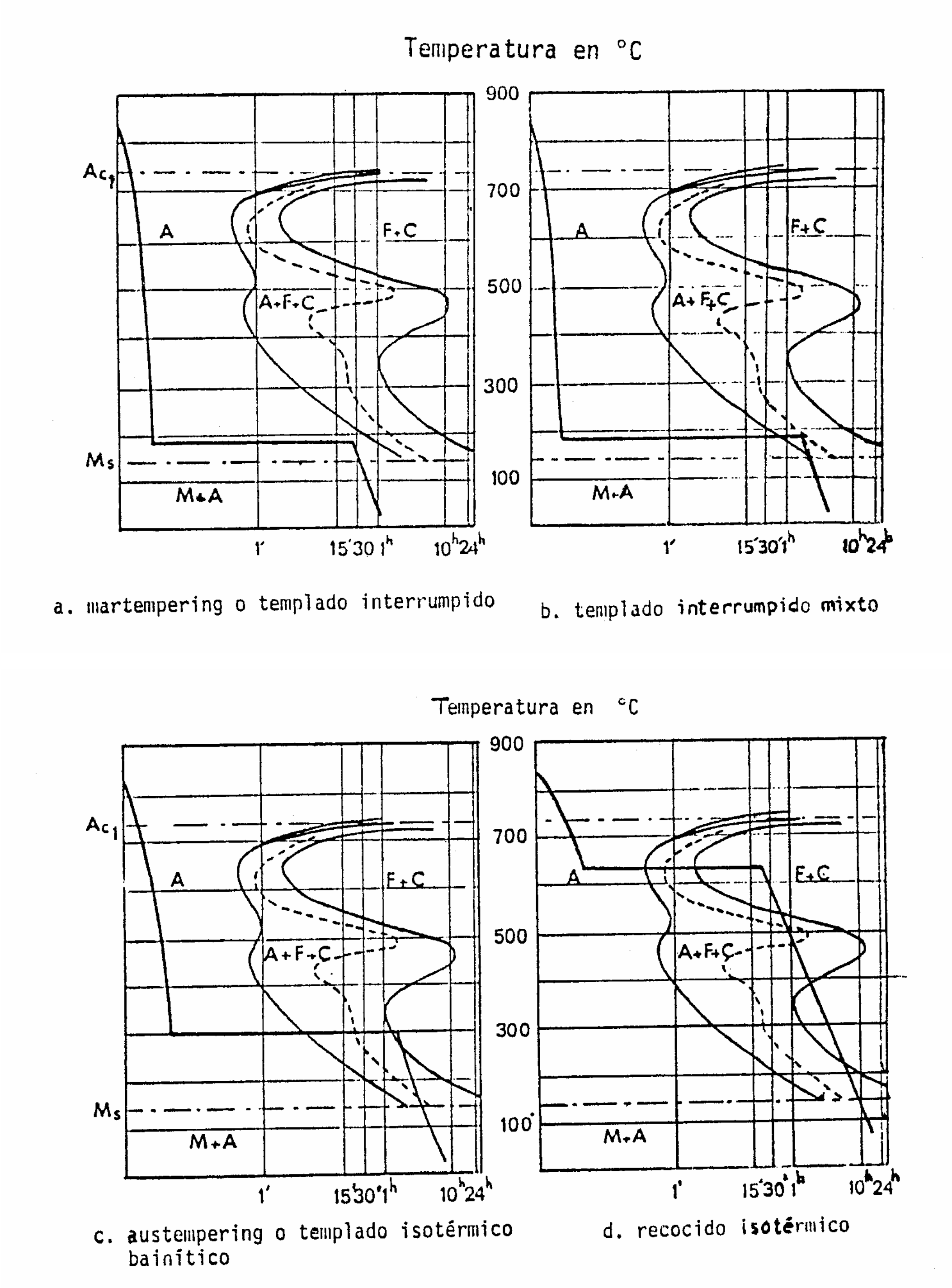


Figura 2.18.- Representación esquemática de diferentes ciclos de transformación empleando las curvas de transformación isotérmica TTT.

2.4.2.- Diagramas CCT o de Transformación bajo Enfriamiento Continuo.

Como se mencionó anteriormente, a nivel industrial, los tratamientos térmicos en su gran mayoría implican un enfriamiento continuo del material, lo que lleva a una limitación en el uso de los diagramas TTT, ya que no proporcionan información correcta en el caso de enfriamientos continuos. De aquí surge la necesidad de tener diagramas de transformación con enfriamiento continuo o curvas CCT (Continuous Cooling Transformation).

El método más usual y más directo para obtener las curvas CCT es por dilatometría. La representación gráfica de las transformaciones en condiciones de enfriamiento continuo, se realiza en un diagrama temperatura contra el logaritmo del tiempo, en el cual se muestra además:

- *Las curvas que representan gráficamente las velocidades de enfriamiento*
- *La indicación sobre las curvas del porcentaje aproximado de transformación*
- *La indicación de las distintas zonas de fases de acuerdo con lo siguiente:*

A = Austenita	***F = Ferrita***
C = Carburo	***M = Martensita***

- *La línea punteada, de trazos cortos, que indica un 50 % de fase transformada.*
- *Una indicación en la parte inferior del diagrama de la dureza que adquiere el metal de acuerdo a cada curva de enfriamiento.*

2.4.2.1.- Interpretación de los Diagramas CCT.

La figura 2.19 representa las diferentes velocidades de enfriamiento, según las cuales se enfrían muestras para obtener los diagramas CCT; las anotaciones corresponden a:

1. *Temple en agua*
2. *Temple en aceite*
3. *Enfriamiento en aire con una presión de 1 kg/cm^2*

4. *Enfriamiento en aire con una presión de 0.5 kg/cm^2*
5. *Enfriamiento al aire libre*
6. *Enfriamiento en mufla # 2*
7. *Enfriamiento en mufla # 3*
8. *Enfriamiento en mufla # 5*
9. *Enfriamiento en mufla # 2, abierta*

Para entender la forma de utilizar un diagrama CCT, a continuación se analiza en detalle el diagrama para un acero 4135, figura 2.19:

***Acero AISI 4135**. Composición:*

%C	*%Mn*	*%Si*	*%S*	*%P*	*%Ni*	*%Cr*	*%Mo*
0.36	*0.77*	*0.28*	*0.010*	*0.019*	*0.16*	*0.96*	*0.28*

Austenitización a 850 ºC durante 30 min. *Tamaño de grano: 9.*

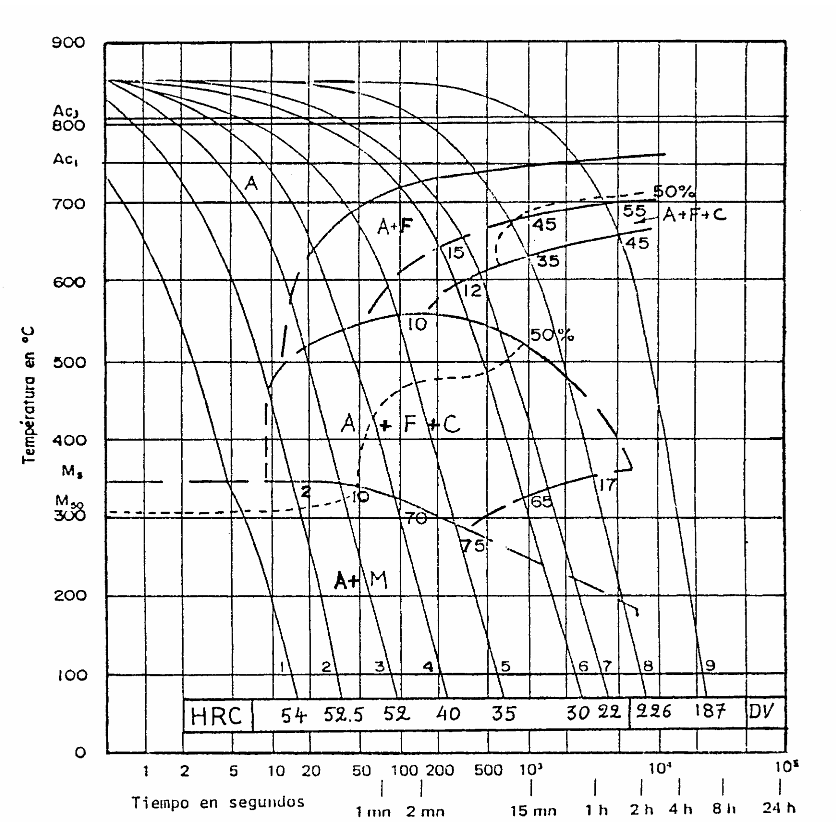


Figura 2.19.- Diagrama mostrando la Curva CCT o de enfriamiento continuo de un acero 4135, en el cual se muestran las 9 curvas de enfriamiento.

Las líneas enteras gruesas delimitan las zonas de:
- A = Austenita metaestable y eventualmente residual.
- F = ferrita properlítica o probainítica (sin distinción)
- C = Carburos, cementita pura o aleada
- M = Martensita.

Líneas gruesas en trazos corresponden a zonas de incertidumbre en la ubicación exacta de las áreas de microconstituyentes mencionados. La línea delgada de trazos pequeños corresponde a una transformación de 50 % de austenita. Los valores numéricos indicados en el diagrama corresponden a porcentajes de formación de las fases de cada área, en función de la velocidad de enfriamiento y del tiempo transcurrido. El cuadro en la parte inferior del diagrama, contiene los valores de dureza que se obtienen después de un enfriamiento hasta temperatura ambiente, según la curva indicada.

A continuación se analizan algunos ejemplos respecto al acero 4135, véase la figura 2.19:

1. *Enfriamiento según la curva #1.*
   - *Estructura final: Aproximadamente 100 % martensita (siempre queda un cierto porcentaje de austenita retenida).*
   - *Dureza alcanzada: 54 Rc*
   - *Temperatura de inicio de la transformación: Ms = 350 ºC*
   - *Temperatura para 50 % de transformación: M_{50} = 310 ºC (se tiene 50 % de martensita y 50 % de austenita metaestable)*

2. *Enfriamiento según la curva #4*
   - *Entre 850 º y 640 ºC, la muestra no experimenta ninguna transformación.*
   - *Entre 640 º y 540 ºC, la muestra se encuentra en la región marcada con A + F. Se forma ferrita properlítica en una cantidad de aproximadamente 5% (cantidad estimada a partir del diagrama).*
   - *Entre 540 ºC y 330 ºC, la muestra se encuentra en la región marcada con A + F + C, correspondiendo a la formación de la bainita. A 430 ºC el porcentaje de austenita transformada es de 50 % y la estructura del material se compone de: 5 % ferrita, 45 % bainita y 50 % austenita metaestable. A la temperatura de*

330 ºC el material llega a la línea de separación entre las regiones A + F + C y A + M. A esta temperatura se alcanza un 70 % de bainita y la estructura del material se compone de: 5 % de ferrita, 70 % de bainita y 25 % de austenita metaestable.

- *Entre 330 ºC y temperatura ambiente, la muestra se encuentra en la zona A + M, la estructura final del material se compone entonces de: 5 % ferrita, 70 % bainita y hasta un máximo de 25 % de martensita. Se dice que puede tener un máximo de 25 % de martensita, ya que siempre estará presente un cierto porcentaje de austenita retenida.*

2.4.2.2.- Utilización de los Diagramas CCT.

La figura 2.20 muestra en forma esquemática una parte del diagrama CCT para un acero eutectoide, en él se muestra la variación de la microestructura en función de la velocidad de enfriamiento. Las curvas dadas no son cuantitativas, sino más bien representaciones cualitativas de como diversas velocidades de enfriamiento pueden producir diferentes microestructuras.

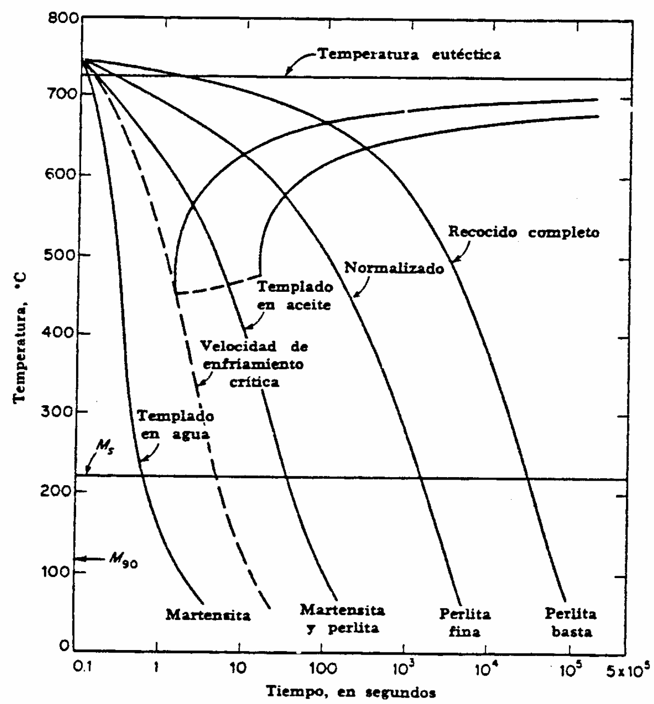


Figura 2.20.- Variación de la microestructura en función de la velocidad de enfriamiento para un acero eutectoide

La curva marcada "recocido completo" representa un enfriamiento muy lento y generalmente se obtiene enfriando piezas (austenitizadas) dentro de un horno, el cual se ha apagado. La velocidad de enfriamiento que se alcanza es muy pequeña, llevando al material a temperatura ambiente en aproximadamente un día, lo que tiene como consecuencia que la transformación de la austenita se realice a la temperatura eutectoide, dando por resultado una estructura final formada por perlita basta.

La curva marcada "normalizado", representa un tratamiento térmico en el que el material se enfría a una velocidad ligeramente mayor, ya que la pieza se saca del horno de austenitización, dejándola enfriar al aire quieto. En este caso el enfriamiento se efectúa en cuestión de minutos y la transformación se lleva a cabo entre los 550 ºC y los 600 ºC. La estructura obtenida es perlita pero de textura más fina que la obtenida en el caso anterior.

La siguiente curva marcada "templado en aceite", representa una velocidad de enfriamiento mayor que para el normalizado. Esta velocidad de enfriamiento por lo general produce una microestructura formada por una mezcla de perlita (bainita) y martensita.

Finalmente, la curva marcada "templado en agua", representa la máxima velocidad de enfriamiento, lo que tiene por consecuencia que no se pueda formar perlita y la estructura resultante será martensita.

2.4.3.- Influencia de los Elementos de Aleación sobre los Diagramas TTT y CCT.

2.4.3.1.- Influencia sobre los Diagramas TTT.

El principal papel de los elementos de aleación sobre los aceros es el de aumentar su templabilidad, lo que se refleja en los diagramas TTT en un desplazamiento hacia la derecha, de las curvas de inicio y fin de la transformación austenítica. Este efecto se observa para todos los elementos de aleación, excepto para el cobalto y el carbono (para porcentajes mayores de 0.8 %), los cuales desplazan la curva hacia la derecha.

Otro efecto que se observa y que ya había sido mencionado, es la separación de las rodillas perlítica y bainítica.

La tabla 2.2 representa esquemáticamente la influencia de los principales elementos de aleación sobre las curvas TTT.

2.4.3.2.- Influencia sobre los Diagramas CCT.

Lo mencionado en la sección anterior, referente a la influencia de los elementos de aleación sobre la transformación isotérmica sigue siendo válido para las transformaciones en enfriamiento continuo.

En este punto es importante mencionar que respecto al metal Fe en su "forma pura" (sin adición de carbono), existen unos elementos que amplifican la zona γ y otros que al contrario la reducen, amplificando la zona α. Los primeros son elementos estabilizadores de γ o gamágenos (γ- genos), los segundos son estabilizadores de α o alfágenos (α- genos).

Entre los elementos γ- genos tenemos: Ni, Mn, Co, Pr, Pd, Ru, Rh, Os, Ir, C, N, Cu, Au, Zn, etc.

Entre los elementos α- genos tenemos: Cr, W, Mo, V, Ti, Si, Al, P, Be, As, Sn y Sb.

De manera general, los elementos gamágenos como el níquel o el manganeso (con excepción del cobalto) desplazan la curva CCT hacia la derecha y hacia abajo. Los elementos alfágenos como el cromo, el molibdeno o el vanadio, tienen una influencia adicional específica sobre las dos zonas de transformación, perlítica y bainítica. Para tener una idea de esta influencia, se incluyen las curvas CCT para cinco aceros en los que se observa con claridad la influencia de los elementos de aleación. Estas curvas se muestran en las figuras 2.21, 2.22, 2.23, 2.24 y 2.25.

Tabla 2.2.- Representación esquemática de la influencia de los principales elementos de aleación sobre los Diagramas TTT.

Elemento De aleación	Nariz Perlítica			Nariz Bainítica			Observaciones
	Inicio de la transformación	Velocidad de la transformación	Temperatura de la transformación	Inicio de la transformación	Velocidad de la transformación	Temperatura de la transformación	
C < 0.8 %	⟶	↗		⟶	↙		
C > 0.8 %	⟵	↗		⟶	↙		
Ni, Mn	⟶ ⟶	↙		⟶ ⟶	↙		
Cu, Si	⟶	↙		⟶	↙		Más débil que Ni y Mn
Co	⟵	↗		⟵	↗		Único elemento con esta tendencia
Cr	⟶ ⟶	↙	↗	⟶ ⟶	↙	↙	Provocan la separación entre zona perlítica y bainítica
Mo	→ → →	↙↙	↗↗	⟶ ⟶ ⟶	↙↙	↙↙	
V	⟶	↙↙		⟶	↙↙		
B	⟶ ⟶			⟶ ⟶			Contenido normal ± 0.003%
Grano grueso	⟶						Nucleación más lenta

***Acero XC 42, aproximadamente un AISI 1045**. Composición:*

%C	*%Mn*	*%Si*	*%S*	*%P*	*%Ni*	*%Cr*	*%Mo*
0.44	***0.72***	***0.26***	***0.028***	***0.038***	***0.09***	***0.16***	***0.02***

Austenitización a 850 ºC durante 30 min. *Tamaño de grano: 10.*

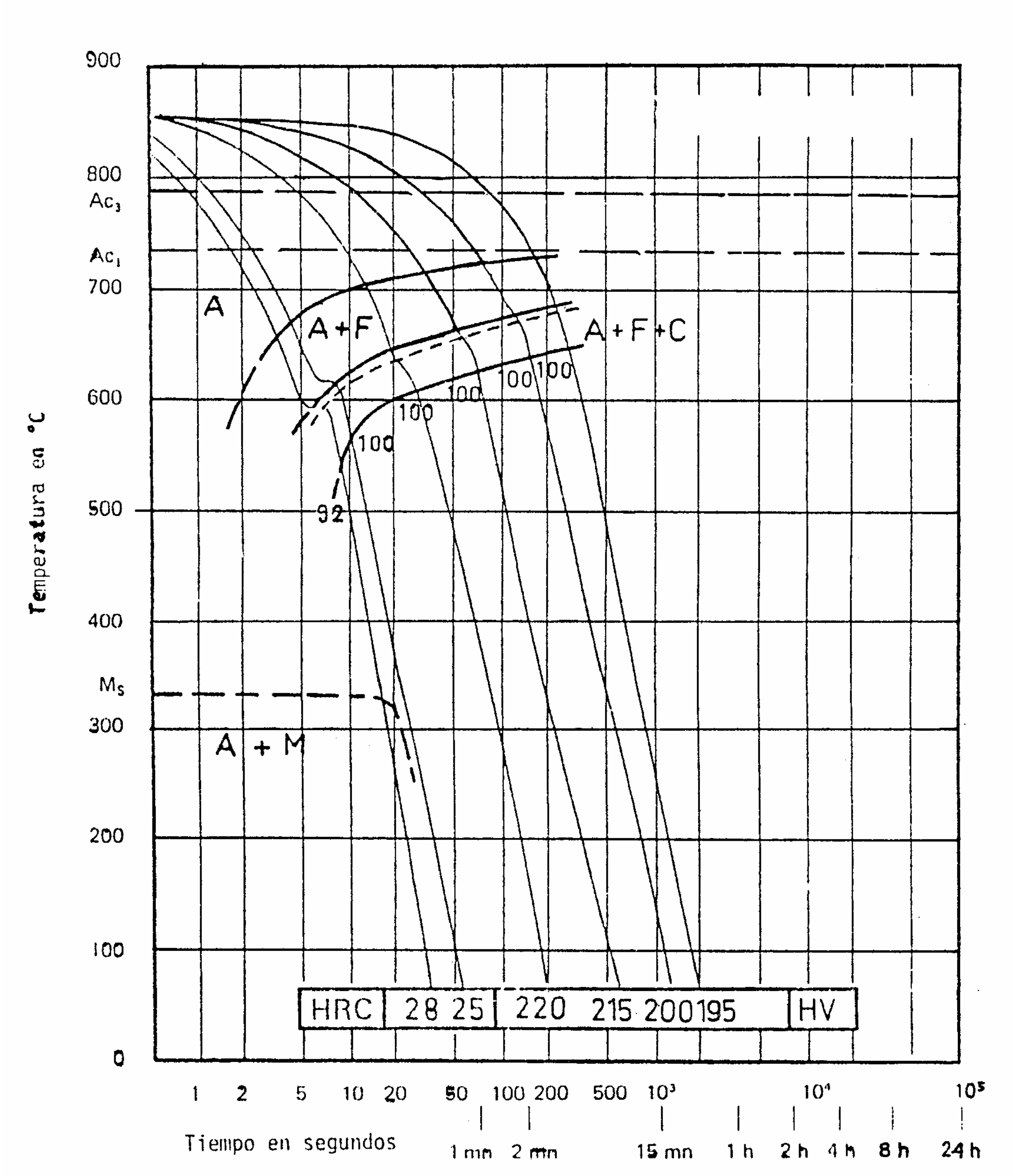


Figura 2.21.- Diagrama CCT o de enfriamiento continuo de un acero XC 42, aproximadamente un AISI 1045

Acero 35 M 5. Composición:

%C	%Mn	%Si	%S	%P	%Ni	%Cr	%Mo	%Cu	%Al
0.33	1.12	0.30	0.027	0.018	0.24	0.11	0.04	0.19	0.010

Austenitización a 850 ºC durante 1 hora. *Tamaño de grano: 8 -9.*

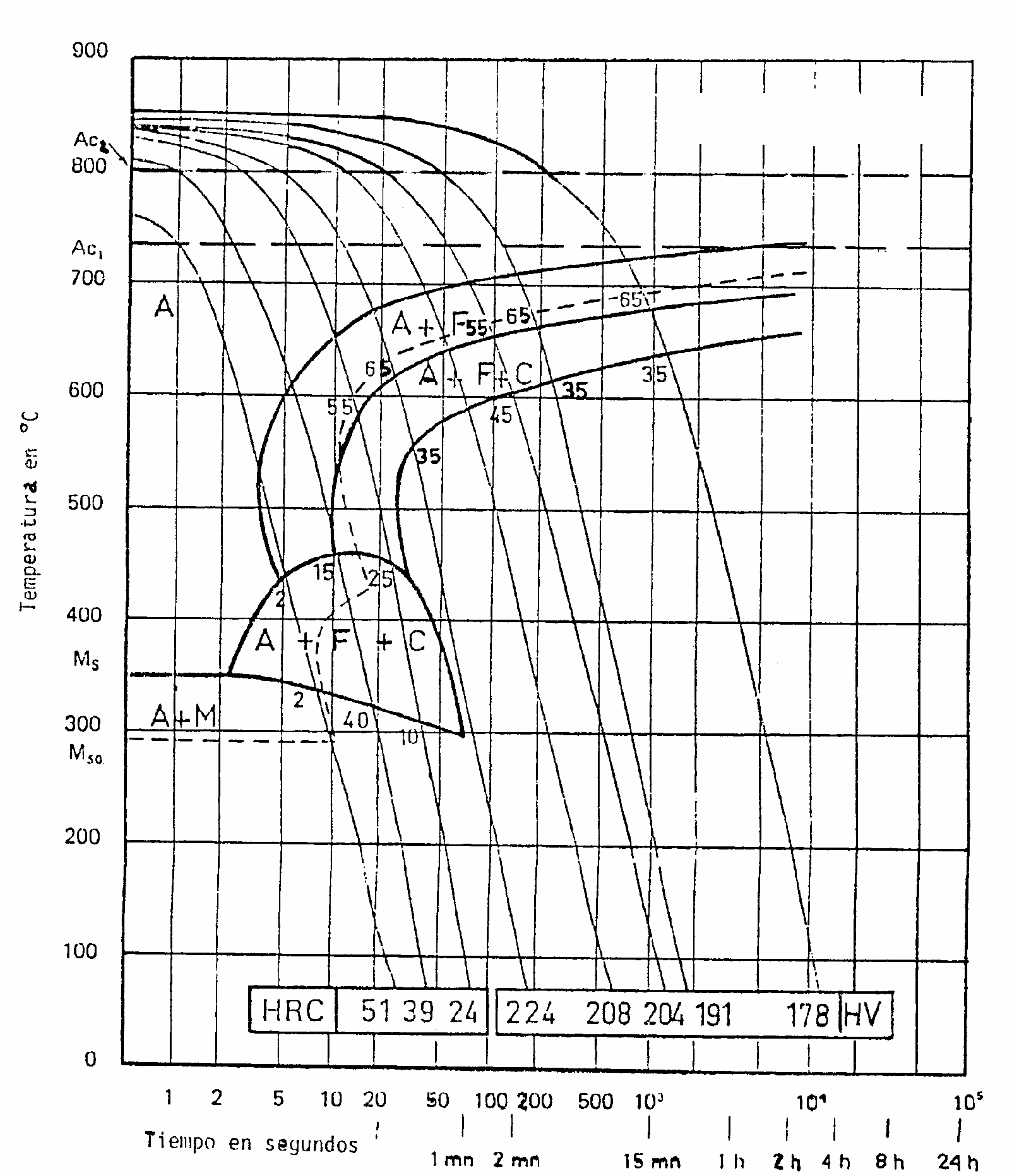


Figura 2.22.-Diagrama CCT o de enfriamiento continuo de un acero 35 M 5.

***Acero 32 C 4**. Composición:*

%C	%Mn	%Si	%S	%P	%Ni	%Cr	%Mo	%Cu
0.32	0.76	0.30	0.010	0.021	0.26	1.08	0.02	0.17

Austenitización a 850 ºC durante 30 min. *Tamaño de grano: 10 - 11.*

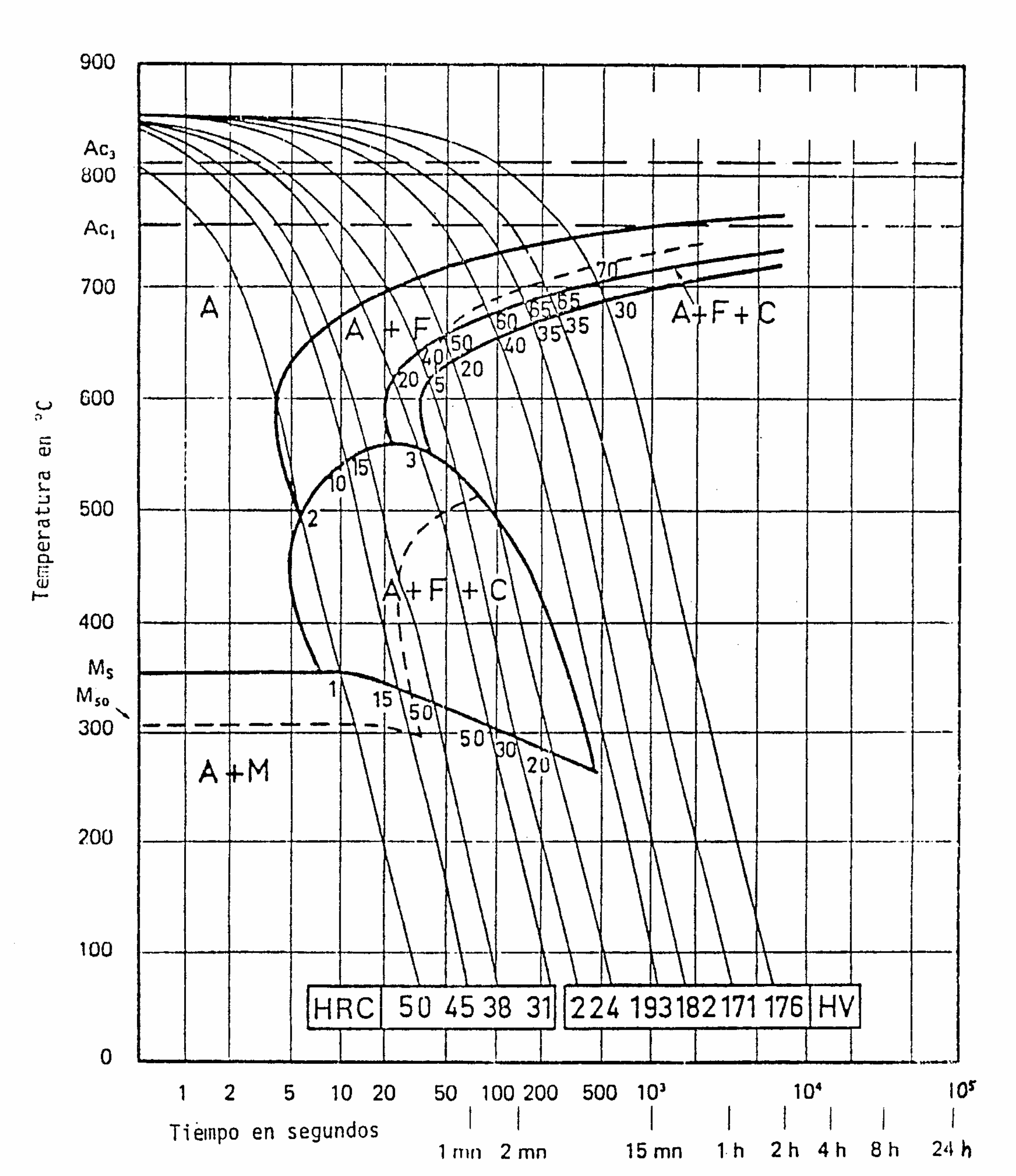


Figura 2.23.- Diagrama CCT o de enfriamiento continuo de un acero 32 C 4.

***Acero 35 NC 15**. Composición:*

%C	*%Mn*	*%Si*	*%S*	*%P*	*%Ni*	*%Cr*	*%Mo*	*%Cu*	*%V*
0.38	***0.44***	***0.22***	***0.003***	***0.018***	***3.40***	***1.50***	***0.15***	***0.13***	***0.015***

Austenitización a 850 ºC durante 30 min. *Tamaño de grano: 8.*

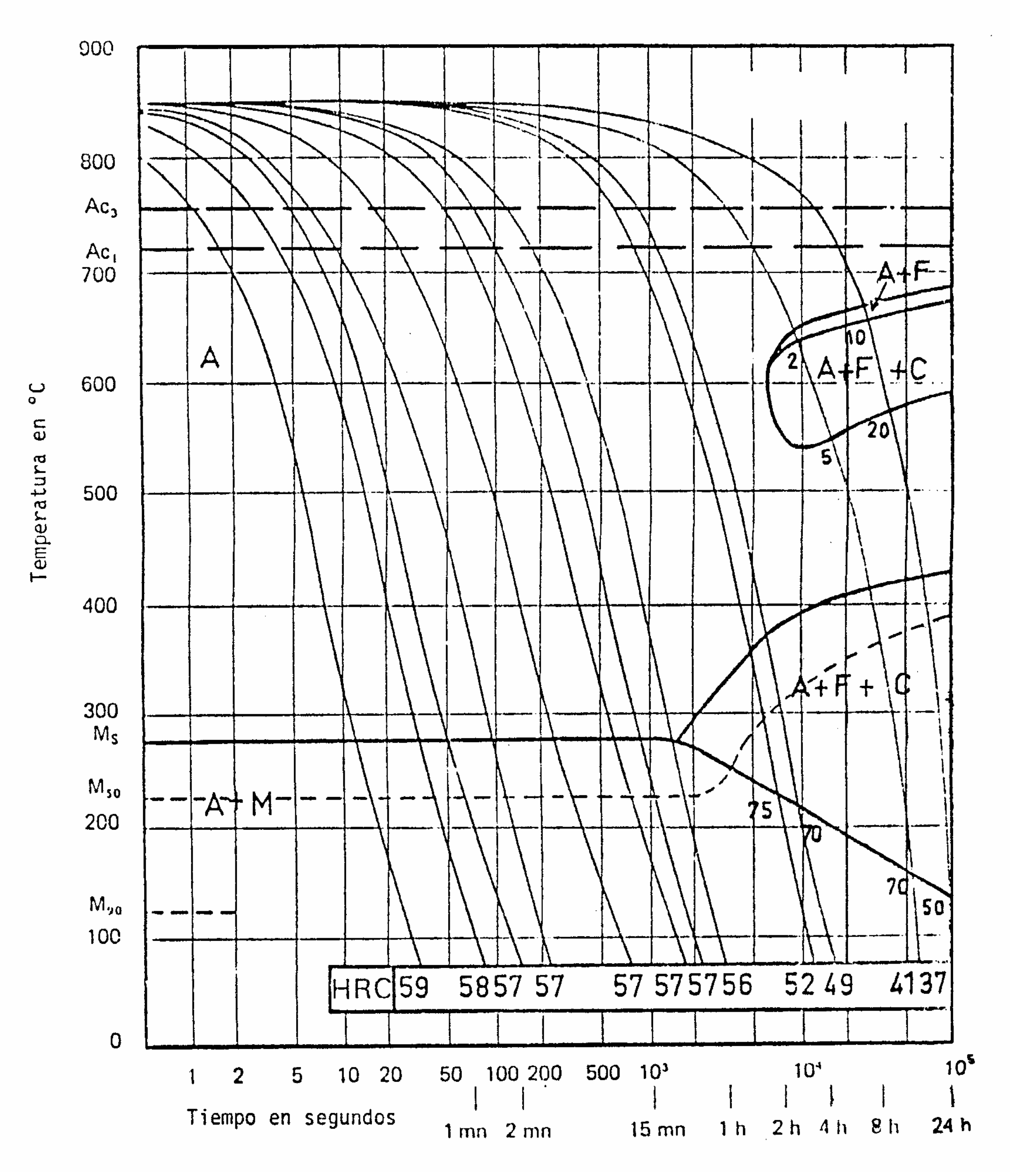


Figura 2.24.- Ejemplo de diagrama CCT o de enfriamiento continuo de un acero 35 NC 15.

***Acero 50 NCD 6**. Composición:*

%C	*%Mn*	*%Si*	*%S*	*%P*	*%Ni*	*%Cr*	*%Mo*	*%Cu*
0.49	***0.57***	***0.26***	***0.012***	***0.011***	***1.62***	***0.83***	***0.24***	***0.13***

Austenitización a 850 ºC durante 30 min. *Tamaño de grano: 9 – 10.*

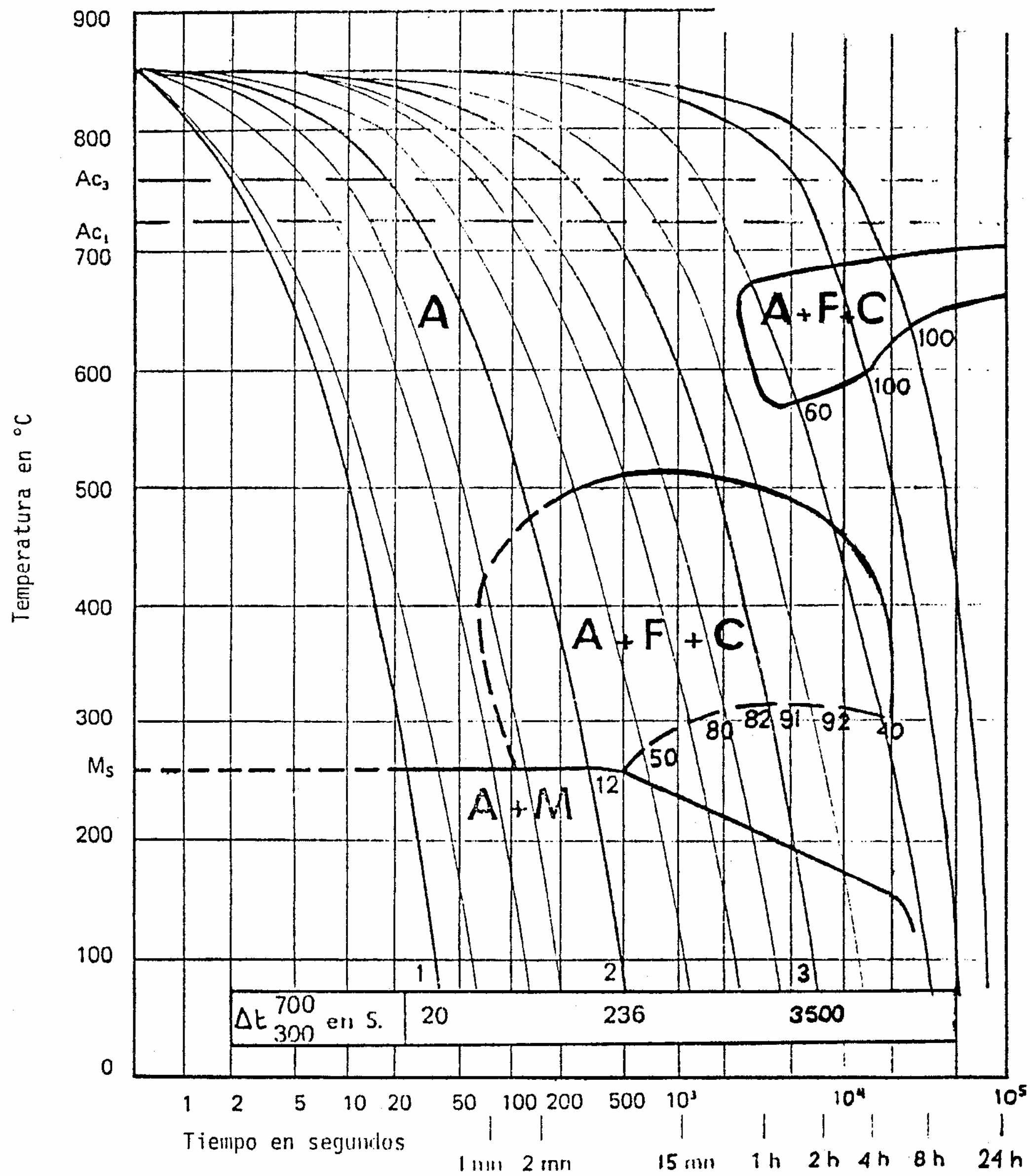


Figura 2.25.- Diagrama CCT o de enfriamiento continuo para un acero 50 NCD 6.

CAPITULO 3

TRATAMIENTOS TÉRMICOS DEL ACERO.

3.1.- INTRODUCCIÓN.

Una definición de tratamiento térmico (Metals Handbook) es: ***"una combinación de operaciones de calentamiento y enfriamiento, en tiempos determinados y aplicadas a un metal o aleación en el estado sólido en una forma tal que producirá propiedades deseadas"***

Los tratamientos térmicos del acero se basan en la aplicación de las transformaciones estructurales que experimenta el acero (transformaciones alotrópicas) y de los procesos de recristalización y de difusión. Todos los procesos básicos de tratamientos térmicos para aceros incluyen la transformación o descomposición de la austenita.

Los tratamientos térmicos en los aceros se clasifican en cuatro grupos principales:

a) ***Los recocidos***
b) ***El normalizado***
c) ***El temple o templado***
d) ***El revenido***
e) ***Tratamientos térmicos especiales***

Es importante en este punto mencionar la necesidad de tomar en cuenta que cada uno de los tratamientos considerados arriba, incluyen para la pieza o piezas a tratar un ciclo de calentamiento, mantenimiento a la temperatura seleccionada y un ciclo de enfriamiento. Estos ciclos de calentamiento y enfriamiento, así como el mantenimiento a la temperatura seleccionada, van a depender del tamaño, forma y espesor de la pieza o piezas. Por esta razón es necesario tomar en cuenta que los factores mencionados anteriormente afectan en gran medida los resultados esperados en la pieza después del tratamiento térmico, lo que nos lleva a considerar la necesidad de llevar a cabo una serie de ensayos, a fin de poder establecer con toda exactitud las condiciones óptimas bajo las cuales se obtienen los resultados esperados de dureza, resistencia y ductilidad de las piezas.

A continuación se analizan cada uno de los procesos arriba mencionados:

3.2.- LOS RECOCIDOS.

Los procedimientos de recocido se clasifican en:

1. ***Recocido completo o recocido total***
2. ***Recocido de difusión o de homogeneización***
3. ***Recocido de ablandamiento (esferoidización)***
4. ***Recocido isotérmico***

3.2.1.- Recocido Completo o Recocido Total.

La finalidad del recocido en los aceros es la de reducir su dureza, mejorar la maquinabilidad, facilitar el trabajo en frío, producir una microestructura deseada, o para obtener propiedades mecánicas o físicas deseadas.

Cuando se aplica a aleaciones ferrosas, el término recocido implica un recocido total o completo del material. Se define como el recocido de una aleación ferrosa, austenitizada y luego enfriada lentamente dentro del horno (cerrado y apagado) a través del rango total de transformación.

En general, el recocido puede dividirse en tres etapas:

1) *Recuperación.- En esta primera etapa el material recupera sus propiedades físicas, como son: conductividad térmica, conductividad eléctrica, resistividad, etc. Las propiedades mecánicas no cambian.*
2) *Recristalización.- En esta segunda etapa, los materiales trabajados en frío sufren una recristalización, en la que aparece un nuevo juego de granos libres de deformación. Desaparece la dureza y la resistencia adquirida por el trabajo en frío y se recupera la ductilidad.*
3) *Crecimiento de grano.- En esta tercera etapa los granos grandes crecen a expensas de los granos pequeños, teniendo como objetivo lograr un tamaño de grano homogéneo y no que en realidad se desee que crezca el grano.*

El recocido depende casi totalmente de dos factores:

a) *La formación de austenita*
b) *La subsecuente transformación de la austenita.*

Después del trabajo en frío (forjado o rolado) el acero, consiste de una mezcla de granos de ferrita y de perlita (carburos en forma de laminillas en una matriz ferrítica), deformados por la acción mecánica del rolado o del forjado; estas estructuras se convierten en austenita calentando el acero a una temperatura superior a la crítica superior. En los aceros hipoeutectoides será aproximadamente de 30 ºC (50 ºF) arriba de A_3. A esta temperatura ocurrirá la recristalización del acero que producirá un afino de grano.

El afino de grano para un acero hipereutectoide ocurrirá aproximadamente 30 ºC (50 ºF) arriba de la temperatura crítica inferior $A_{3,1}$. Calentamientos por encima de esta temperatura harán el tamaño de grano mayor, lo que se reflejará al enfriar el material, en la obtención de áreas perlíticas grandes. La microestructura de un acero hipereutectoide recocido, consistirá de áreas de perlita laminar burda, rodeadas de una red de cementita proeutectoide; sin embargo, debido a la fragilidad de la cementita, el recocido no debe ser nunca un tratamiento térmico final para los aceros hipereutectoides. La presencia de un límite de grano grueso y duro dará como resultado una mala maquinabilidad.

Es importante tomar en cuenta que a temperaturas de austenitización bajas, la estructura consiste de austenita más carburo o ferrita, o ambas, dependiendo de la composición del acero y del tiempo de permanencia a esa temperatura. Sin embargo, conforme aumenta la temperatura de austenitización, la estructura del acero se hace más homogénea debido a que se facilita la transformación de la ferrita en austenita y la disolución de los carburos en esta misma fase. Este grado de homogeneidad es una consideración importante en el desarrollo de estructuras recocidas y es la base para la primera regla de recocido:

Regla 1.- *Entre más homogénea sea la estructura del acero austenitizado, más laminar será la estructura del acero recocido. Inversamente, entre más heterogénea sea la estructura del acero austenitizado, más esferoidal será la estructura recocida.*

Esta regla también puede expresarse como sigue:

"Entre mayor sea la temperatura de austenitización, mayor es la tendencia de la estructura del acero recocido a ser laminar, mientras que entre más cercana se encuentre ésta temperatura a la crítica, mayor será la tendencia de la estructura del acero recocido a ser esferoidal"

Si se permite que la austenita se transforme a temperaturas apenas por debajo de la crítica inferior (≈ 15 ºC por debajo), el producto puede ser carburos esferoidales relativamente bastos o perlita laminar basta. Sin embargo, cualquiera que sea el producto formado, éste será muy suave.

Para transformaciones entre 30º y 60º C debajo de la crítica inferior, el producto de transformación es más duro y menos basto. En aceros de baja aleación el acero tiene tendencias a ser laminar en lugar de ser esferoidal.

Para transformaciones entre los 50º y 120º C debajo de la crítica inferior, el producto es una mezcla de ferrita y carburo con una dureza mayor.

Con base en lo anterior tenemos las reglas dos y tres del recocido:

Regla 2.- *Para desarrollar la condición más suave en el acero, austenitize a una temperatura menor de 50º C arriba de la crítica y transforme a una temperatura menor de 56º C debajo de la crítica inferior.*

Regla 3.- *Debido a que el tiempo para llevar a cabo una transformación completa, a una temperatura menor de 60º C debajo de la crítica inferior puede ser muy largo, permita que la mayor parte de la transformación se lleve a cabo a una temperatura mayor, donde se formará un producto suave y termine la transformación a una temperatura menor, donde el tiempo para que se complete la transformación es corto.*

Debido a que nada de importancia ocurre para el éxito de la transformación de recocido, durante el enfriamiento entre las temperaturas de austenitización y la de transformación, la cuarta regla del recocido es:

Regla 4.- *Después de que el acero ha sido austenitizado, enfríelo tan rápidamente como sea posible a la temperatura de transformación con el fin de decrecer el tiempo total de la operación de recocido.*

Después de que la austenita se ha transformado completamente, el acero puede enfriarse rápidamente sin afectar su estructura o dureza. Por ello, la quinta regla del recocido es:

Regla 5.- *Después de que el acero se ha transformado completamente, a una temperatura que produce la microestructura y dureza deseada, enfríe el acero hasta la temperatura ambiente tan rápido como sea posible, para disminuir más el tiempo total de la operación de recocido.*

Estas cinco reglas aseguran un recocido exitoso y deben seguirse y tomarse en cuenta para este tipo de tratamiento térmico.

3.2.2.- Recocido de Difusión o de Homogeneización.

Como su nombre lo indica, se utiliza el fenómeno de la difusión para obtener un material homogéneo (segunda denominación). El objetivo de este tipo de recocido es el de reducir la heterogeneidad química provocada por la solidificación. Esta heterogeneidad es la consecuencia de la segregación cristalina y en bloque.

Debido a que la velocidad de difusión es una función exponencial de la temperatura, se hará el recocido de difusión a la temperatura más alta posible. La influencia de este tratamiento sobre las diferentes segregaciones depende principalmente de:

- ***Las diferencias en concentración***
- ***Las distancias de difusión***
- ***La velocidad de difusión de los diferentes elementos***

A una escala cristalina, la segregación de los elementos solubles desaparece rápidamente, ya que las diferencias de concentración y las distancias de difusión son pequeñas. Sin embargo, la segregación en bloque de los elementos solubles será más difícil de eliminar debido a las mayores distancias de difusión.

Las heterogeneidades debidas a precipitaciones de fases no solubles en el estado sólido no pueden ser eliminadas por este tratamiento térmico.

El recocido de difusión se aplica por ejemplo en los lingotes de acero, durante el calentamiento como preparación al forjado y laminado, aunque también puede utilizarse para reducir simultáneamente la heterogeneidad química y mecánica de un material trabajado en caliente.

Es conveniente tener presente que a nivel industrial el propósito principal de éste recocido, sólo es el de calentar el lingote hasta la temperatura de laminado en caliente y no el de llevar a cabo el proceso de homogeneización.

3.2.3.- Recocido de ablandamiento (Esferoidización).

El propósito de este tratamiento térmico es el de obtener una estructura de acero que corresponda a la dureza mínima. Esa estructura es la de carburos globulares en una matriz ferrítica en aceros hipereutectoides.

La dureza mínima corresponde a la óptima deformabilidad en procesos de conformado no cortante como el doblado, el laminado en frío, embutido, etc. Para conformado cortante como aserrar, tornear, taladrar, fresar y cepillar, también es válido lo anterior para aceros con más de 0.5% de carbono.

En el caso de aceros suaves con contenido de carbono entre 0.1 % a 0.25 % de carbono, el estado suavizado es desfavorable para el conformado cortante, ya que las virutas pegan y provocan una superficie rugosa. Para éstos aceros, la estructura normalizada corresponde a la mejor maquinabilidad.

De acuerdo al contenido de carbono, la mejor maquinabilidad se obtiene con las microestructuras mencionadas a continuación:

% Carbono	*Microestructura óptima*
0.06 a 0.20	*Como rolado o laminado en frío*
0.20 a 0.30	*ϕ < 3" Normalizado* *ϕ > 3" Como rolado en frío*
0.30 a 0.40	*Recocido para obtener perlita gruesa y un mínimo de ferrita*
0.40 a 0.60	*Perlita gruesa laminar a esferoidal*
0.60 a 1.00	*100 % de estructura esferoidal*

La estructura de carburos globulares se puede obtener por un calentamiento prolongado, de materiales rolados, enfriados lentamente o normalizados, a una temperatura justo por debajo de la temperatura crítica inferior. Tal operación se conoce como "recocido subcrítico". La globulización total de los carburos por este método requiere de un gran tiempo de permanencia en el horno, aproximadamente 10 horas. Sin embargo, se ha encontrado que el procedimiento de recocido utilizado para producir perlita (recocido isotérmico), con algunas modificaciones, se puede emplear para obtener microestructura de carburos globulares, es decir, si después del tratamiento de austenitización existen carburos libres, la transformación (en el rango de temperaturas en la cual se debe obtener perlita basta) procederá como una globulización de los carburos, más bien que con la formación de una microestructura perlítica. Esto se consigue empleando temperaturas de austenitización sólo ligeramente por encima de la temperatura crítica superior (A_{C3}).

También se acostumbra utilizar temperaturas de calentamiento no mayores de alrededor de 35º C sobre la temperatura crítica inferior (A_{c1}). El principio se basa en el hecho de que si se calienta brevemente la perlita por arriba de la temperatura A_{C1}, los ángulos agudos y las laminillas delgadas de los carburos se disolverán preferentemente. Durante el enfriamiento consecuente debajo de A_{C1}, el carbono se precipitará sobre las partículas de carburo no disueltas, las cuales funcionan como núcleos, de manera que se forman carburos más gruesos y más redondos, a diferencia de las laminillas originales. Es posible aplicar este principio de dos formas:

1) *Calentando el material un tiempo determinado a una temperatura por arriba de A_{C1}, seguido por una recristalización isotérmica a una temperatura por debajo de A_{C1}.*

2) *Dejando oscilar la temperatura por arriba y por debajo de A_{C1}.*

Este último método da mejores resultados, pero solamente puede aplicarse a cantidades pequeñas de acero en hornos chicos, cuya inercia térmica permita dichas oscilaciones rápidas de temperatura.

Es importante hacer notar que las laminillas delgadas y agudas de cementita se disuelven más rápidamente y por tanto, son susceptibles de formar más fácilmente carburos globulares en distribución muy regular con un mínimo de dureza y máxima ductilidad. Por esta razón, en muchos casos se realiza un normalizado antes del recocido de ablandamiento, con el propósito de obtener una estructura perlítica muy fina y regular.

En resumen, los diferentes métodos que pueden aplicarse para obtener un acero con carburos globulares son:

a) *Mantener un tiempo bastante prolongado al acero a una temperatura por debajo de A_{C1}. Esta temperatura debe ser muy cercana a A_{C1}.*
b) *Calentando y enfriando alternadamente a temperaturas que están un poco arriba y un poco abajo de A_{C1}.*
c) *Calentando a una temperatura arriba de A_{C1} o A_{C3} y luego enfriando, ya sea muy lentamente en el horno o manteniendo a una temperatura muy apenas por debajo de A_{C1}.*
d) *Enfriando a una velocidad conveniente desde la temperatura mínima a la cual todo el carbono se disuelve, para evitar que se vuelva a formar una red de carburos y luego recalentar de acuerdo a los métodos a y b, (aplicable a aceros hipereutectoides conteniendo una red de carburos).*

3.2.4.- Recocido Isotérmico.

Este tratamiento térmico tiene como objetivo principal obtener perlita gruesa, esto se puede lograr por medio de una transformación isotérmica del material, lo cual se logra enfriándolo

hasta la temperatura de transformación apropiada para obtener perlita basta, y manteniéndolo a esta temperatura hasta que la transformación se complete. La figura 2.18 (d) (Pág. 81) muestra en forma esquemática el tratamiento térmico del recocido isotérmico. Este ciclo de recocido puede hacer posible una reducción importante en el tiempo de uso del horno para recocido. Ni el tiempo desde la temperatura de austenitización a la temperatura de transformación, ni el tiempo desde la temperatura de transformación a temperatura ambiente son críticos, por lo tanto pueden disminuirse tanto como se desee o como sea posible en la práctica. Además, si no es necesario obtener una perlita sumamente blanda, la transformación se puede llevar a cabo en la raíz de la curva donde la transformación se completa más rápidamente y por tanto, la operación requerirá menos tiempo; sin embargo, hay que tener presente que en este caso la perlita es mucho más fina y de una dureza mayor.

El recocido isotérmico es más práctico para aquellas aplicaciones en las cuales se puede sacar ventaja por lograr un rápido enfriamiento a la temperatura de transformación y desde ésta hasta temperatura ambiente. Así, para pequeñas partes las cuales pueden manejarse en forma conveniente en baños de sal o plomo, el recocido isotérmico requiere de tiempos mucho menores comparados con el tiempo requerido para el recocido completo.

3.2.5.- Recocido Intermedio.

Recocido intermedio es el término empleado para describir el recocido subcrítico de materiales trabajados en frío. En este caso, se acostumbra calentar el material a una temperatura suficientemente alta, para causar la recristalización de la estructura trabajada en frío y de esta forma eliminar la dureza del acero.

Un ejemplo importante de recocido intermedio es el recocido en caja de placa de acero de bajo carbono rolada en frío. La placa se empaca en grandes cajas las cuales se sellan para protegerlas de la oxidación.

El recocido intermedio generalmente se realiza dentro del intervalo de temperaturas que van de los 595 ^oC a los 705^oC (1100 a 1300 ^oF). El calentamiento y la permanencia a la temperatura seleccionada, generalmente toman al rededor de 24 horas después de lo cual la carga se enfría lentamente dentro del horno, sin sacarla de las cajas. El proceso entero toma alrededor de 40 horas.

3.3.- NORMALIZACIÓN O NORMALIZADO.

La normalización o normalizado a veces llamada perlitización, tiene como propósito obtener una estructura perlítica de grano fino y distribución homogénea, la cual corresponde a las propiedades mecánicas óptimas de un acero perlítico. Este tratamiento se efectúa principalmente sobre aceros hipoeutectoides y consiste en un calentamiento arriba de A_{C3} o A_{C1}, seguido de un enfriamiento al aire.

De acuerdo con lo mencionado arriba, se puede ver que el normalizado consiste de dos recristalizaciones por transformación de fase: una primera recristalización se obtiene por la transformación de la ferrita y la cementita (perlita) en austenita y la segunda recristalización por la transformación de la austenita a ferrita y perlita. Cada transformación de fase provoca una recristalización y afino de grano.

Sobrepasando la temperatura A_{C3} o A_{C1} en el calentamiento, los granos de ferrita y/o perlita forman pequeños granos de austenita, cuyo número depende principalmente del grado de nucleación, lo que a su vez depende de la velocidad con la que se sobrepasa la temperatura de transformación: Lo mismo es válido para la transformación de austenita a ferrita y perlita, o perlita, por eso es el enfriamiento al aire.

La práctica usual en el normalizado implica un calentamiento desde 35 a 65 ^oC sobre la temperatura crítica $A_{C3,1}$ o A_{cm}. La figura 3.1 muestra el intervalo de temperaturas para el normalizado. Como puede verse en dicha figura, para aceros hipereutectoides, es necesario calentar por encima de la línea A_{cm} a fin de disolver la red de cementita.

La normalización también se puede utilizar para mejorar la maquinabilidad, modificar y refinar las estructuras dendríticas de piezas de fundición, y refinar el grano y homogeneizar la microestructura para mejorar la respuesta en las operaciones de endurecimiento.

El incremento en la rapidez de enfriamiento por aire afecta en varias formas la transformación de la austenita. Debido al enfriamiento bajo condiciones fuera de equilibrio, las cantidades de ferrita y perlita proeutectoide o cementita y perlita proeutectoide que se obtendrá a temperatura ambiente, ya no serán las que se pueden obtener a partir del diagrama de equilibrio; hay menos tiempo para la formación del constituyente proeutectoide (ferrita o cementita), en consecuencia los aceros hipoeutectoides normalizados contendrán menos cantidad de ferrita proeutectoide y

los aceros hipereutectoides contendrán menos cantidad de cementita proeutectoide, en comparación con los aceros recocidos.

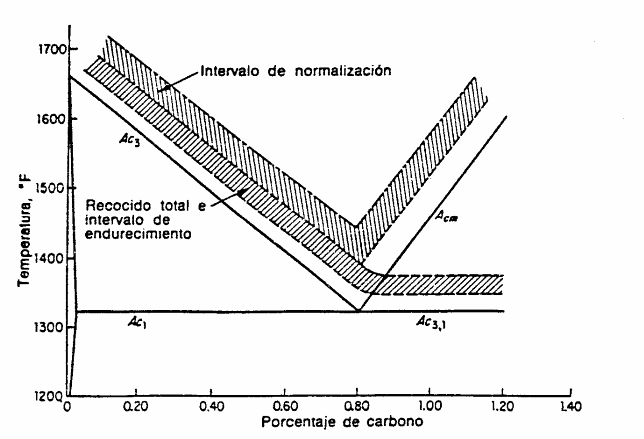


Figura 3.1.- Intervalo de recocido, normalizado y endurecimiento para aceros al carbono.

Para los aceros hipereutectoides, la normalización reducirá la continuidad de la red de cementita proeutectoide y en algunos casos puede eliminarse por completo.

La tabla 3.1 presenta las temperaturas de normalización para algunos grados comunes de acero al carbono. Basado en la experiencia a nivel industrial, las temperaturas dadas en la tabla pueden variar entre 28 ºC debajo y 56 ºC arriba de los valores indicados.

Tabla 3.1.- Temperaturas típicas de normalizado para aceros al carbono.

Acero SAE	***Temperatura de normalización en ºC***	***Temperatura de normalización en ºF***
1015	*900 a 925*	*1650 a 1700*
1020	*900 a 925*	*1650 a 1700*
1035	*900 a 925*	*1650 a 1700*
1040	*870 a 900*	*1600 a 1650*
1045	*845 a 870*	*1550 a 1600*
1050	*845 a 870*	*1550 a 1600*
1060	*815 a 845*	*1500 a 1550*
1095	*815 a 845*	*1500 a 1550*

3.4.- EL TEMPLE O TEMPLADO.

Uno de los atributos del acero, el cual es con toda certeza el de mayor significado para los tratamientos térmicos es su capacidad para endurecerse. Este atributo tiene un doble significado, es importante no únicamente con relación a la obtención de un alto nivel de dureza o resistencia por tratamiento térmico, sino también con relación a la obtención de un alto grado de tenacidad por medio del tratamiento térmico, lograda a partir de una microestructura deseable, generalmente martensita revenida o bainita inferior.

Debe entenderse con claridad que el endurecimiento (hardenability) se refiere al "ancho de endurecimiento" que se puede lograr bajo ciertas condiciones de enfriamiento bien establecidas, y no a la dureza máxima que se puede obtener en un acero dado. La máxima dureza depende totalmente del contenido de carbono, mientras que el endurecimiento depende de factores como: el carbono, los elementos de aleación, y del tamaño de grano de la austenita.

Por lo antes mencionado, es claro que para obtener una microestructura martensítica con las propiedades deseables, el acero debe ser tratado térmicamente; el temple y el revenido son los tratamientos térmicos comúnmente utilizados para este fin y por ello representan el tratamiento térmico final utilizado ordinariamente para obtener las propiedades óptimas en materiales tratados térmicamente.

El templado involucra un calentamiento hasta la región de estabilidad de la austenita (temperatura de austenitización), mantener el material durante un cierto tiempo a esta temperatura de austenitización y después un enfriamiento continuo desde esta temperatura, hasta por debajo de la temperatura de inicio de la formación de la martensita (M_S), a una velocidad de enfriamiento tan grande (mayor que la crítica) que la transformación a perlita o bainita se inhibe y el producto de la transformación será la martensita. El propósito de este tratamiento es el de obtener, para cada composición de acero, la dureza máxima.

3.4.1.- Calentamiento y Temperatura de Austenitización.

El primer paso en el tratamiento térmico de temple, como en la mayoría de los tratamientos descritos anteriormente, es el calentamiento del material a una temperatura a la cual se forme la austenita; en general, la temperatura de austenitización real deberá ser tal, que todos los

carburos se disuelvan y de esta manera se le saque ventaja al hecho de tener al carbono en solución sólida intersticial dentro de la austenita, para poder tener el efecto de endurecimiento. Hay que cuidar que la temperatura de austenitización no sea muy elevada ya que ello implicaría un crecimiento pronunciado del grano. Las piezas deberán mantenerse a la temperatura de austenitización el tiempo suficiente para que los carburos se disuelvan, pero cuidando que este tiempo no sea excesivo y pueda ocurrir un crecimiento del grano.

Velocidades de calentamiento muy elevadas pueden crear esfuerzos muy altos, particularmente cuando están involucradas secciones de forma irregular, por lo que no es conveniente esto. La práctica común indica que es mejor calentar las piezas junto con el horno y no introducirlas cuando el horno ya esté a la temperatura de austenitización. Un tiempo de calentamiento de una hora por 25 milímetros (una hora por pulgada) de sección es lo que se emplea comúnmente, siendo esto una regla de seguridad. Sin embargo, en numerosos casos se pueden emplear velocidades de calentamiento mayores, en cuyo caso, la regla de seguridad en la práctica se deberá determinar en forma experimental. La velocidad de calentamiento se determinará con base en los siguientes factores:

- ***Masa del material que se va a calentar***
- ***Velocidad a la que el material puede absorber el calor***
- ***La temperatura a la que se desea calentar***
- ***La temperatura y transferencia de calor características del medio de calentamiento***

En general la velocidad de calentamiento será más rápida entre mayor sea la temperatura, y los tiempos variarán con el cuadrado del espesor o diámetro. Baños de sal o metal fundidos generalmente tienen coeficientes de transferencia de calor más altos y, por esto, calentarán más rápidamente que hornos en los cuales el calentamiento es en aire.

Debido a que la velocidad de calentamiento es una función de la diferencia de temperatura entre la pieza y el medio de calentamiento, se pueden obtener calentamientos rápidos utilizando medios de calentamiento a temperatura sobre la temperatura de austenitización deseada y retirando la pieza cuando alcance ésta última. La ventaja que proporciona este procedimiento

tiene su mejor aplicación en hornos continuos, de gran aplicación en la práctica, en los que la temperatura se mantiene sobre la temperatura deseada y el paso de las piezas metálicas a través del horno se regula de manera que estas alcancen la temperatura deseada, en el extremo final del horno. Sin embargo, es importante tener presente que el control de la temperatura en estos tratamientos no es muy exacto.

Otros aspectos que se deben cuidar en el proceso de calentamiento, son la oxidación y la descarburización. Tanto el decapado (desincrustación de la capa de óxido) y la descarburización son indeseables, ya que en el caso del decapado, éste representa una pérdida de metal, estropea el acabado superficial y puede ser la causa de una pobre extracción de calor en el templado. Respecto a la descarburización, ésta trae como consecuencia una pérdida de dureza en la superficie del metal y puede afectar en forma muy seria la resistencia a la fatiga del acero. Estos procesos no se presentan juntos necesariamente. La cantidad de óxido que se forma está determinada principalmente por el tiempo y la temperatura de austenitización, por lo tanto éstos deben ser tan bajos como sea posible a fin de minimizar la formación de esta capa. La formación de esta capa materialmente desaparece por la presencia de un 4 % o más de monóxido de carbono en la atmósfera del horno.

Es importante tener presente que para todo tratamiento térmico la seguridad en la práctica se basa en un calentamiento relativamente lento y uniforme hasta la temperatura de austenitización.

Las temperaturas de austenitización recomendadas previas al templado de aceros al carbono y de baja aleación y de aceros para cementación y aleados ya están tabuladas y se muestran en la tabla 3.2. Para la mayoría de las aplicaciones deben cuidarse aspectos como los siguientes:

- ***La máxima temperatura alcanzada en toda la sección***
- ***La uniformidad de temperatura en la pieza***
- ***El tiempo de permanencia a la temperatura de austenitización***

Los factores que influyen sobre el comportamiento de una pieza de acero, en relación con su velocidad de calentamiento son: la conductividad térmica del acero, la naturaleza de la atmósfera del horno y el espesor de la sección.

Tabla 3.2.- Temperaturas de austenitización para aceros al carbono y aleados (AISI-SAE)

Acero	Temperatura °F	Acero	Temperatura °F	Acero	Temperatura °F	Acero	Temperatura °F	Acero	Temperatura °F	Acero	Temperatura °F	Acero	Temperatura °F
Aceros al Carbono		1065	1475-1550	Aceros Aleados		50B40	1500-1550	8630	1525-1600	1345H	1550	5132H	1600
1025	1575-1650	1070	1475-1550	1330	1525-1575	50B44	1500-1550	8637	1525-1575	3140H	1550	5135H	1600
1030	1550-1600	1074	1475-1550	1335	1500-1550	5046	1500-1550	8640	1525-1575	4037H	1550	5140H	1550
1033	1525-1575	1078	1450-1500	1340	1500-1550	50B46	1500-1550	8642	1500-1575	4042H	1550	5145H	1550
1035	1525-1575	1080	1450-1500	1345	1500-1550	50B50	1475-1550	8645	1500-1575	4047H	1550	5147H	1550
1036	1525-1575	1084	1450-1500	3140	1500-1550	50B60	1475-1550	86B45	1500-1575	4063H	1550	5150H	1550
1037	1525-1575	1085	1450-1500	4037	1525-1575	5130	1525-1575	8650	1500-1575	4130H	1600	5155H	1550
1038	1525-1575	1086	1450-1500	4042	1525-1575	5132	1525-1575	8655	1474-1550	4135H	1550	5160H	1550
1039	1525-1575	1090	1450-1500	4047	1500-1575	5135	1500-1550	8660	1475-1550	4137H	1550	51B60H	1550
1040	1525-1575	1095	1450-1500*	4063	1475-1550	5140	1500-1550	8740	1525-1575	4140H	1550	6150H	1600
1041	1475-1550	Aceros al Carbono de		4130	1500-1600	5145	1500-1550	8742	1525-1575	4142H	1550	81B45H	1550
1042	1475-1550	Maquinado Libre		4135	1550-1600	5147	1475-1550	9254	1500-1650	4145H	1550	8630H	1600
1043	1475-1550	1132	1525-1575	4137	1550-1600	5150	1475-1550	9255	1500-1650	4147H	1550	8637H	1550
1045	1475-1550	1137	1525-1575	4140	1550-1600	5155	1475-1550	9260	1500-1650	4150H	1550	8640H	1550
1046	1475-1550	1138	1500-1550	4142	1550-1600	5160	1475-1550	94B30	1550-1625	4161H	1550	8642H	1550
1048	1475-1550	1140	1500-1550	4145	1500-1550	51B60	1475-1550	94B40	1550-1625	4337H	1550	8645H	1550
1050	1475-1550	1141	1475-1550	4147	1500-1550	50100	1425-1475[f]	9840	1525-1575	4340H	1550	86B45H	1550
1052	1475-1550	1144	1475-1550	4150	1500-1550	51100	1425-1475[f]	Aceros Aleados H		E4340H	1550	8650H	1550
1055	1475-1550	1145	1475-1550	4161	1500-1550	52100	1425-1475[f]	1330H	1600	4520H	1700	8655H	1550
1060	1475-1550	1146	1475-1550	4337	1500-1550	6150	1550-1625	1335H	1550	50B40H	1550	8660H	1550
1064	1475-1550	1151	1475-1550	4340	1500-1550	81B45	1500-1575	1340H	1550	50B44H	1550	8740H	1550
										5046H	1550	8742H	1550
										50B46H	1550	9260H	1600
										50B50H	1550	94B30H	1600
										50B60H	1550	94B40H	1550
										5130H	1600	9840H	1550

* Este rango de Temperatura se puede emplear para el acero 1095 que será templado en agua, salmuera o aceite. Para temple en aceite, el acero 1095 se puede austenitizar en forma alternativa en el rango de 1500 a 1600 °F.

[f] Este rango es recomendado para aceros que serán templados en agua. Para temple en aceite, los aceros deberán austenitizarse en el rango de 1500 a 1600 °F

Temperaturas de Recalentamiento (Austenitización) para Aceros de Carburización y Aleados

Acero	Temperatura °F	Acero	Temperatura °F	Acero	Temperatura °F	Acero	Temperatura °F	Acero	Temperatura °F	Acero	Temperatura °F	Acero	Temperatura °F
Aceros al Carbono		1020	1400-1450	1115	1400-1450	4615	1500-1550	4817	1475-1525	8627	1550-1600	4028H	1600
1010	1400-1450	1021	1400-1450	1117	1400-1450	4617	1500-1550	4820	1475-1525	8720	1550-1600	4032H	1600
1012	1400-1450	1022	1400-1450	1118	1400-1450	4620	1500-1550	8115	1550-1600	8822	1550-1600	4815H	1550
1015	1400-1450	1023	1400-1450	1119	1400-1450	4621	1500-1550	8615	1550-1600	9310	1450-1525	4817H	1550
1016	1400-1450	Aceros al Carbono de		1120	1400-1450	4626	1500-1550	8617	1550-1600	Aceros Aleados H		4820H	1550
1017	1400-1450	Maquinado Libre		Aceros Aleados		4718	1500-1550	8620	1550-1600			8625H	1600
1018	1400-1450	1108	1400-1450	3310	1450-1525	4720	1500-1550	8622	1550-1600	3310H	1550	8627H	1600
1019	1400-1450	1109	1400-1450	4320	1525-1550	4815	1475-1525	8625	1550-1600	4027H	1600	9310H	1550

3.4.2.- Medios de Temple.

La efectividad del templado depende de las características del medio de temple, así como de la habilidad del acero para endurecerse. Por lo tanto, los resultados pueden variar cambiando la composición del acero o la agitación, temperatura y medio de temple.

Cuando se templa una pieza en un determinado medio de temple, la velocidad de enfriamiento depende principalmente de los siguientes factores:

- ***El calor específico y el poder de conducción de calor del acero***
- ***La masa, forma y estado superficial de la pieza***
- ***El llamado "poder de enfriamiento" del medio del temple***
- ***Temperatura del medio de temple***

El calor específico y la conductividad calorífica de los diferentes tipos de aceros no muestran una gran diferencia entre sí y nunca pueden acomodarse al tipo de tratamiento a efectuar.

La masa, la forma y el acabado superficial de la pieza, en general, se determinan por características de diseño y no del futuro tratamiento térmico.

De lo antes expuesto se puede deducir que el parámetro principal que determina la velocidad de enfriamiento del acero, será el "poder de enfriamiento" del medio de temple. Este poder de enfriamiento para un medio de temple depende de factores como:

- ***Calor específico***
- ***Conductividad calorífica***
- ***Viscosidad***
- ***Calor de evaporación o de disociación***
- ***Formación de capas gaseosas aislantes.***

Debido al número de variables involucradas en la determinación del poder de enfriamiento de un medio de temple, éste se lleva a cabo por métodos empíricos en condiciones estándar, como por ejemplo, el templado de una esfera de plata con un diámetro determinado.

El medio de temple ideal deberá mostrar una alta rapidez de enfriamiento inicial para evitar la transformación de la austenita en el rango de temperaturas que abarca la nariz perlítica, y luego una velocidad de enfriamiento menor para el intervalo inferior de temperatura, a fin de minimizar la distorsión de las piezas. Los medios de temple con los que se cuenta a nivel industrial, no muestran estas propiedades ideales; por ejemplo, el agua y las soluciones acuosas tienen velocidades de enfriamiento iniciales altas, las cuales se mantienen a bajas temperaturas donde el agrietamiento y la distorsión tienden a ocurrir. Los aceites de temple convencionales tienen una etapa inicial mucho mayor que la que tienen el agua y las soluciones acuosas, pero la etapa de temperaturas menores posee velocidades de enfriamiento menores, esto se muestra en forma esquemática en la figura 3.2.

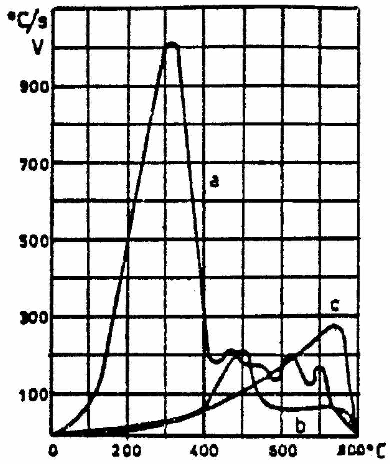


Figura 3.2.- representación esquemática de la velocidad de enfriamiento V en función de la temperatura instantánea, para una esfera de plata de 20 mm de diámetro, templada desde 800ºC en: (a) agua a 40ºC; (b) aceite mineral a 40ºC; © baño de sal a 200ºC.

Para los medios de temple en los cuales el transporte de calor ocurre principalmente por conducción y convección, como en aire, aire a presión, baños de metal o de sal fundidos, vale en general que la velocidad de enfriamiento del metal llega rápidamente a un máximo inmediatamente después del contacto entre la pieza y el medio de temple, disminuyendo paulatinamente cuando baja la temperatura del metal.

Para el agua, soluciones acuosas y aceites, el transcurso de la velocidad de enfriamiento es más complejo.

Con base en lo anterior, a continuación se enlistan los medios de temple industriales, en orden de disminución de la severidad de temple:

1. ***Solución acuosa al 10 % de cloruro de sodio (salmuera)***
2. ***Agua***
3. ***Sales fundidas***
4. ***Aceites***
5. ***Aire***

3.4.3.- Mecanismos de Enfriamiento durante el Temple.

La estructura, dureza y resistencia resultantes del tratamiento térmico de temple, están determinadas por la velocidad de enfriamiento durante el proceso. Si la velocidad de enfriamiento es mayor que la crítica, se obtendrá una microestructura completamente martensítica, y si la velocidad es menor la microestructura formada puede ser bainita o perlita fina. La dureza en ambos casos será distinta, en el primer caso el acero endurece totalmente, mientras que en el segundo caso no endurece totalmente. De aquí que sea necesario conocer los mecanismos de extracción de calor durante el templado.

Se reconocen cuatro etapas del mecanismo de extracción de calor durante el templado:

Etapa A'*: Etapa de conducción inicial del líquido.- Los primeros efectos en la inmersión de la pieza en el medio de temple, se caracterizan por la formación de burbujas de vapor que preceden al establecimiento de una capa de vapor envolvente sobre la pieza. Su tiempo de duración es de aproximadamente 0.1 segundos.*

Etapa A*: Etapa de enfriamiento por medio de una capa de vapor.- Se caracteriza principalmente por la formación de una capa de vapor continua, delgada y estable que rodea al metal caliente y que es debida a la temperatura tan alta a la que se encuentra el metal, lo cual provoca la vaporización del medio de temple en la superficie del metal.*

***Etapa B**: Etapa de enfriamiento por transporte de vapor.- Esta etapa empieza cuando la temperatura del metal se ha reducido al grado de que la capa de vapor ya no es estable, rompiéndose. Entonces, el líquido del medio de temple produce una violenta ebullición y el calor es removido de la pieza a muy alta velocidad como calor latente de vaporización. Esta etapa es la de enfriamiento más rápido.*

***Etapa C**: Etapa de enfriamiento por medio del líquido.- Esta etapa empieza cuando la temperatura de la superficie de la pieza llega a igualar la temperatura de ebullición del líquido de temple. Debajo de esta temperatura se detiene la ebullición (ya no se forma más vapor) y el enfriamiento se llevará a cabo por conducción y convección. Esta etapa es la de enfriamiento más lento.*

La figura 3.2 representa esquemáticamente la variación de la velocidad de enfriamiento V, medida en el centro de una esfera de plata de 20 mm de diámetro, templada desde 800 ^oC en:

a) En agua a 40 ^oC
b) En aceite mineral a 40 ^oC
c) ***En un baño de sal a 200 ^oC***

Para el agua aparece claramente el enfriamiento irregular entre los 800 ^oC y los 500 ^oC y la alta velocidad de enfriamiento a temperaturas relativamente bajas. Para el aceite la formación de vapor es más reducida y la velocidad de enfriamiento es inferior a temperaturas debajo de los 400 ^oC a 500 ^oC. Para la sal líquida no hay ninguna formación de vapor, de modo que se llega muy rápidamente a la velocidad máxima de enfriamiento.

Es importante tener presente que las etapas descritas anteriormente, se presentan en el caso de que la pieza a templar se introduce en el medio de temple y se deja ahí hasta que se enfría totalmente; sin embargo, es posible modificar dichas etapas por medio del movimiento del medio de temple o por movimiento de la pieza. A nivel industrial es más común el movimiento del medio de temple, lo que se conoce como "agitación", y se define como el movimiento del medio de temple producido externamente. Este movimiento influye de forma muy importante sobre las características de transferencia de calor del líquido de temple, ya que provoca un rompimiento

mecánico de la capa de vapor formada en la etapa A, produciendo un desprendimiento más frecuente de burbujas de vapor durante la etapa B.

3.4.4.- La Temperatura del Medio de Temple.

La temperatura del líquido afecta marcadamente su habilidad para extraer calor. Generalmente, conforme aumenta la temperatura del medio de temple, la velocidad de enfriamiento disminuye lo cual se debe a un aumento en el tiempo de duración de la etapa A. Como el medio está más cercano a su punto de ebullición, se necesita menos calor para formar la capa de vapor.

La figura 3.3 muestra dos curvas de enfriamiento para muestras templadas en agua a 24 ^oC y 52 ^oC sin agitación; como se puede ver, el temple en agua a 24 ^oC requiere de menos tiempo para enfriar la muestra, siendo cada vez mayor la diferencia para temperaturas bajas. La tabla 5 muestra las velocidades de enfriamiento para probetas de acero inoxidable, en distintos medios de temple y para dos temperaturas seleccionadas (705 ^oC y 650 ^oC). Los baños de temple se mantuvieron a 24 ^oC y 52 ^oC.

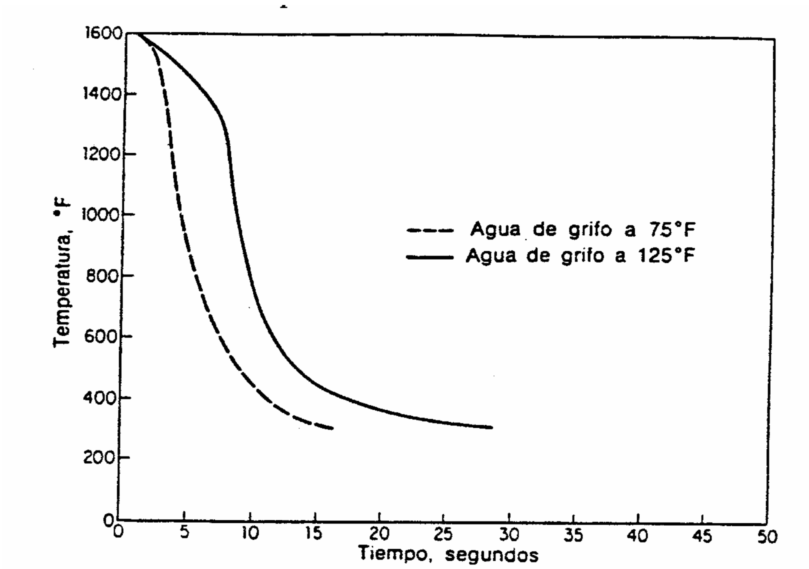


Figura 3.3.- Curvas de enfriamiento obtenidas en el centro de muestras templadas en Agua a temperaturas de 75 ºF (24 ºC) y 125 ºF (52 ºC) sin agitación.

La tabla 3.3 muestra el comportamiento apuntado al inicio de esta sección, en el sentido que entre mayor sea la temperatura del medio de temple, menor es la velocidad de enfriamiento. Esto es particularmente cierto para el agua, salmuera y aceite; sin embargo, las cantidades para el

Gulf Super-Quench muestran un incremento en la velocidad de enfriamiento con un aumento en la temperatura del medio de temple.

Tabla 3.3.- Velocidades de enfriamiento en el centro de una probeta de acero inoxidable de ½ Pulgada de diámetro por 2 ½ pulgadas de largo, cuando se templan desde 816º C en varios medios de temple.

MEDIO DE TEMPLE	*VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO A* 705º C / s		*VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO A* 650º C / s	
	24º C	*52º C*	*24º C*	*52º C*
Salmuera al 10%	*214*	*166*	*214*	*182*
Agua	*118*	*26*	*125*	*65.5*
Gulf Super-Quench	*45*	*48*	*95*	*101*
Aceite lento	*20*	*18*	*17*	*14.6*
10% Aceite soluble, 90% Agua	*20*	*17*	*20*	*17*
Aire inmóvil	*03*	...	*2.0*	...
Sal fundida (a 220º C)	*91*		*73*	

La explicación para el comportamiento anterior es la siguiente:

En el caso del aceite hay dos factores a considerar. Conforme aumenta la temperatura del aceite hay una tendencia a que la velocidad de enfriamiento disminuya debido a que sigue estando presente la capa de vapor; sin embargo, conforme aumenta la temperatura del aceite, éste se hace más fluido, lo que trae como consecuencia un aumento en la rapidez de conducción de calor a través del líquido. Estos dos factores determinan la velocidad de enfriamiento, por lo tanto, si existe un incremento en la conducción de calor mayor que el decremento debido a la presencia de la película de vapor, el resultado neto será un aumento en la velocidad de enfriamiento como en el caso del Gulf Super-Quench. Si lo contrario es cierto, entonces el resultado neto será un decremento de la velocidad de enfriamiento, como lo muestran los datos de la tabla 3.3 para aceites solubles y aceite lento. Las velocidades de enfriamiento óptimas en aceites para templados convencionales, se obtiene para temperaturas entre 50 ^oC y 65 ^oC. Para

prevenir un aumento en la temperatura en el medio durante el temple es necesario proporcionar suficiente volumen del medio de temple.

3.4.5.- Severidad de Templado.

*La habilidad de un medio de temple para extraer calor de una pieza caliente se puede expresar en términos del valor para la **"severidad de templado",** denotado por la letra **"H".** Como valor patrón se utiliza H = 1.0 para el agua sin agitación y a partir de éste se asignan valores de H para aceite, agua y salmuera, los cuales se tabulan en la tabla 3.4. El coeficiente H tiene unidades de mm^{-1} o $pulg^{-1}$.*

Tabla 3.4.- Valores típicos del coeficiente H designando la severidad de templado (Valor H)

Agitación	Aceite		Agua		Salmuera	
	mm^{-1}	$pulg^{-1}$	mm^{-1}	$pulg^{-1}$	mm^{-1}	$pulg^{-1}$
Ninguna	0.0098 0.0118	0.25 - 0.30	0.0354 0.0394	0.9 - 1.0	0.0787	2
Suave	0.0110 0.0138	0.30 - 0.35	0.0394 0.0433	1.0 - 1.1	0.0787 0.0866	2.0 - 2.2
Moderada	0.0138 0.0157	0.35 - 0.40	0.0472 0.0512	1.2 - 1.3		
Buena	0.0157 0.0197	0.40 - 0.5	0.0551 0.0591	1.4 - 1.5		
Fuerte	0.0197 0.0315	0.5 - 0.80	0.0630 0.0787	1.6 - 2.0		
Violenta	0.0315 0.0433	0.80 - 1.1	0.1575	4.0	0.1969	5.0

3.4.6.- Elección del Medio de Temple.

Para obtener en el temple de los aceros mejores resultados, conviene utilizar el método de enfriamiento menos enérgico que sea capaz de comunicar al acero una velocidad de enfriamiento superior a la crítica. De esta forma se consigue una estructura totalmente martensítica, la máxima dureza de acuerdo a su composición y se evita en lo posible las grietas y

deformaciones. En piezas enfriadas rápidamente siempre existe el peligro (independientemente de la composición del acero) de que se creen tensiones, debido a un enfriamiento desigual dentro de la pieza, esto es, mientras la periferia se enfría rápidamente, el corazón de ésta se encuentra todavía a una temperatura elevada. En piezas enfriadas lentamente la temperatura es más uniforme en toda la masa y por lo tanto son menos frecuentes las grietas y deformaciones.

La gran diversidad de aceros que existen en la actualidad, crea dudas sobre el medio de enfriamiento más adecuado, para solventar esta situación es necesario guiarse por las recomendaciones de las acerías, de las sociedades metalúrgicas o por el análisis y dimensiones de la pieza.

Las velocidades críticas de temple varían bastante de un acero a otro; por ejemplo, los aceros al carbono exigen las mayores velocidades de enfriamiento, las cuales son, aproximadamente, de 350 ºC/s para 0.5 % C, 200º C/s para 0.8 % C. En cambio, los aceros especiales tienen velocidades de temple menores, así por ejemplo, la velocidad crítica para un acero para brocas de bajo contenido de tungsteno, es de 35 ºC/s, aproximadamente.

En general deben seguirse las siguientes reglas de templado:

1. *Aceros al carbono (independientemente de su composición) en piezas de más de 5 mm de espesor y aceros de baja aleación en espesores superiores a 25 mm, deben templarse en agua, debiendo tener ésta una temperatura entre 15º y 20º C, no debiendo sobrepasar los 30º C.*

2. *Para los aceros antes citados, en perfiles inferiores a 5 o 10 mm aproximadamente y todos los aceros de alta aleación, el temple debe realizarse en aceite, estando éste entre 30º C y 60º C se obtienen los mejores resultados.*

3. *Los aceros de muy alta aleación se templan al aire.*

Aunque el fabricante suele señalar en sus catálogos o tablas el medio de enfriamiento que debe emplearse para el temple de cada acero, conviene tener presente que existen excepciones a las normas generales; por ejemplo, aunque un acero al carbono de 1.10% debe dársele un temple en agua, cuando hay que templar una herramienta de menos de 3 mm de espesor, conviene enfriarla

en aceite, ya que de esta forma desaparece el peligro de la formación de grietas que puede presentarse en el templado en agua y además, se alcanza la dureza deseada. Por el contrario, un acero cromo - vanadio con 1 % C, 1.5 %Cr y 0.20 %V, que es de temple en aceite, se templará en agua cuando se utilice para herramientas de 100 g y 200 mm de espesor, que deban quedar con una dureza superior a 60 Rc.

3.4.7.- Comparación de los Medios de Temple.

A continuación se analizarán los medios de temple más usados en el tratamiento térmico de temple en los aceros:

3.4.7.1.- Agua.

El agua y las soluciones a base de agua son los medios de temple menos caros y de uso siempre y cuando la pieza a templar no sufra distorsiones excesivas o se agriete durante el temple.

Como medio de temple, el agua simple se aproxima a la máxima velocidad de enfriamiento que es posible obtener en un líquido. Otra ventaja es que se puede usar sin problemas de contaminación o daño a la salud, y es un medio efectivo para romper las escamas de óxido de la superficie de piezas que se templan desde hornos que no utilizan atmósfera protectora.

Debe evitarse que el agua se caliente durante el temple, conviene que la temperatura del agua oscile entre 15º y 20º C, pues si la temperatura es superior a 30º C, se prolonga exageradamente la etapa "A" de enfriamiento, lo que constituye un gran inconveniente, ya que disminuye la velocidad de enfriamiento en la zona de los 750º C a los 500º C, favoreciéndose la formación de estructuras blandas, sobre todo en aceros de baja templabilidad. Además, la prolongación de la etapa "A", que varía con la complejidad de la pieza, favorece la retención del vapor dando como resultado una dureza mal distribuida y una distribución de esfuerzos desfavorable, lo que puede ocasionar distorsiones y agrietamiento.

3.4.7.2.- Salmuera.

El término salmuera aplicado al temple se refiere a la solución acuosa conteniendo ciertos porcentajes de sal (cloruro de sodio o cloruro de calcio), junto con aditivos especiales e inhibidores de la corrosión.

La salmuera ofrece las siguientes ventajas sobre el agua simple o sobre los aceites, para el templado:

1) *La velocidad de enfriamiento es mayor que la del agua para una misma agitación.*
2) *La temperatura es menos crítica que para el agua, requiriendo, por lo tanto, de menor control.*
3) *La aparición de manchas suaves debido a bolsas de vapor es mucho menor que en el temple en agua.*
4) *La distorsión es menos severa que en el temple en agua.*
5) *Los cambiadores de calor son menos usados para el enfriamiento de baños de salmuera de lo que son empleados para el temple en agua o aceite.*

Algunas de las desventajas que presenta la salmuera son:

1) *La naturaleza corrosiva de la salmuera requiere que, para tener una vida razonable, el equipo de temple se proteja de la corrosión mediante un recubrimiento.*
2) *Se requiere de equipo de extracción de los vapores corrosivos que emanan de los baños de salmuera.*
3) *El costo aumenta debido a los inhibidores y aditivos que deben utilizarse.*
4) *El costo también aumenta debido a la necesidad de llevar a cabo pruebas para el control de la solución.*

3.4.7.3.- Aceite.

Los mejores aceites para el temple son los aceites minerales. Un buen aceite debe poseer las siguientes propiedades:

1. *Su viscosidad debe estar comprendida entre ciertos límites, de manera que no sea muy viscoso ni que tenga baja viscosidad. En el primer caso tiende a carbonizarse y en el segundo a volatilizarse.*

2. *La volatilidad no debe ser demasiado elevada porque se pierde aceite con el uso y se espesa el baño, con la consiguiente pérdida en la velocidad de enfriamiento, además de que al ponerse en contacto con el metal caliente, desprende numerosas burbujas y se forma mucho vapor al rededor de las piezas, prolongándose la fase "A"*
3. *La temperatura de inflamación y combustión deben ser lo más elevadas posible, para evitar exceso de humo en el taller y también el peligro de que se inflame el baño*

Lo anterior tiene como consecuencia que los aceites se utilicen con mayor amplitud, en aquellos casos en los cuales se desea templar piezas de forma complicada o en el que se desea el mínimo de distorsión.

3.4.8.- La Templabilidad.

*Se puede definir la **templabilidad** como la capacidad que tiene un acero de endurecer a profundidad por medio del temple.*

Cuando un acero se templa, la velocidad de enfriamiento es máxima en la superficie y disminuye hacia el centro. La formación de martensita sólo ocurre en la parte de la pieza, donde se logró sobrepasar "la velocidad crítica" de enfriamiento. Para aceros no aleados la velocidad crítica es tan alta, que sólo se obtiene una capa relativamente delgada, aún templando en agua. El transcurso de la velocidad de enfriamiento desde la superficie hasta el centro de la pieza, está determinado por la relación entre masa y superficie y es función del diámetro de la pieza.

La figura 3.4 representa en forma esquemática la velocidad de enfriamiento en función del diámetro de una barra cilíndrica para tres tipos de acero con un templado en agua, aceite y al aire.

De la figura, se puede ver que el acero al carbono, I, templado en agua, sólo alcanza la velocidad crítica V_{CI} en una capa delgada. Después del temple este acero sólo presentará una zona muy delgada con estructura martensítica.

La velocidad crítica V_{CII} para el acero al níquel, II, es mucho más baja, de modo que aún templado en aceite, el material experimenta una transformación martensítica más profunda.

Finalmente, la velocidad crítica V_{CIII} es tan baja que el acero al Cr-Ni, III, se transformará completamente en martensita con un enfriamiento al aire.

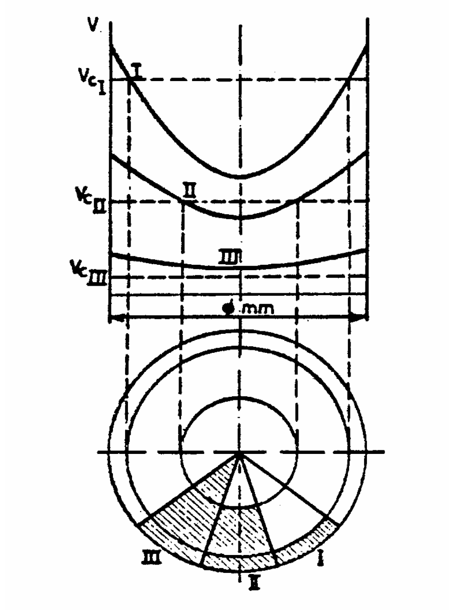


Figura 3.4.- Representación esquemática del endurecimiento de los siguientes aceros: I: acero al carbono templado en agua. II: acero con 2% Ni, templado en aceite. III: acero con 1%Cr, 4 % Ni, templado al aire.

La templabilidad de un acero depende de varios factores:

1. *La velocidad crítica de enfriamiento depende de la estabilidad de la austenita y de la nucleación durante la transformación.*
2. *La estabilidad de la austenita depende principalmente de los elementos de aleación. Como también el carbono extiende la zona γ, la descomposición de la austenita en α y cm se reprime cuando aumenta la concentración de carbono, de modo que la velocidad crítica disminuye.*
3. *La descomposición o transformación de la austenita, como fenómeno de nucleación y crecimiento, se ve influenciada por la presencia de límites de grano y carburos no disueltos que actúan como núcleos, aumentando la velocidad crítica de enfriamiento.*

Un calentamiento prolongado a una temperatura de austenitización alta, disolverá gran parte de los núcleos y hará crecer el grano, lo que bajará la velocidad crítica.

De lo anterior se puede concluir lo siguiente:

1. *En las mismas condiciones de templado, la profundidad de templado y la dureza máxima obtenida en un acero al carbono aumentará hasta el contenido de carbono correspondiente a la concentración eutectoide*
2. *A un contenido constante de carbono, es posible aumentar la profundidad de templado por una austenitización a temperaturas superiores*

Debido a los numerosos factores que tienen influencia sobre la templabilidad de un acero, se propusieron varios métodos para determinar experimentalmente un factor de templabilidad. Se trata de poder reproducir siempre y con toda exactitud las condiciones experimentales, como son: temperatura y tiempo de austenitización, método de templado, volumen y forma de las probetas. La prueba más conocida es la de Jominy, propuesta originalmente por Jominy y Boegehold.

3.4.8.1.- La Prueba Jominy.

Este ensayo normalizado, según la norma ASTM Designation A255-48T End Quench Test for Hardenability of Steel, consiste en enfriar una probeta de 1 pulg. de diámetro y 4 pulg. de largo austenitizada, por medio de un chorro de agua a una presión definida por la norma, que se hace incidir en uno de sus extremos. De esta forma cada punto a lo largo de la probeta, a partir de la punta templada, presentará una cierta velocidad de enfriamiento. La dureza de la probeta se mide sobre uno de sus bordes ya rectificado, efectuando estas mediciones cada dieciseisavo de pulgada en la primera pulgada de longitud y después más espaciadas, permitiendo construir una gráfica Dureza contra distancia del extremo templado, como la mostrada en la figura 3.5.

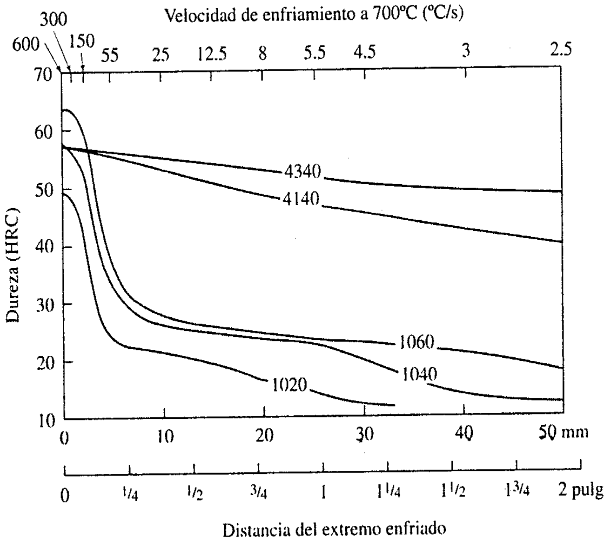


Figura 3.5.- Curvas Jominy o de Templabilidad para varios aceros.

La velocidad de enfriamiento varía a todo lo largo de la barra, siendo más elevada en el extremo templado por estar en contacto con el agua. La velocidad de enfriamiento en cualquier punto a lo largo de la barra se ha determinado con toda exactitud. La tabla 3.5 muestra los valores correspondientes. Así, este método describe el procedimiento para determinar la templabilidad de un acero.

Tabla 3.5.- Relación entre velocidad de enfriamiento y la distancia Jominy.

Distancia Jominy (16-avos de pulg)	*Velocidad de Enfriamiento (ºC/s)*
1	315
2	110
3	50
4	36
5	28
6	22
7	17
8	15
10	10
12	8
16	5
20	3
24	2.8
28	2.5
36	2.2

La templabilidad se hace aparente en el grado al cual el material se endurece cuando se templa a diferentes velocidades de enfriamiento. En la prueba de Jominy la "profundidad de endurecimiento" es la distancia a lo largo de la probeta desde el extremo templado o punta templada.

Se puede considerar que cualquier acero forma martensita en el extremo templado, por lo que la dureza en este punto está determinada exclusivamente por el contenido de carbono. Sin embargo, a una cierta distancia del extremo templado es más probable que se forme bainita o perlita en lugar de la martensita, lo que se verá reflejado en una baja en la dureza de la probeta.

Un acero aleado con una alta templabilidad, tal como un acero 4340, mantiene una curva de templabilidad más bien plana, es decir, mantiene su dureza, sin embargo, un acero al carbono simple, tal como el 1060, tiene una curva que cae rápidamente lo cual indica que tiene una templabilidad muy limitada. ***El poder de Endurecimiento o Templabilidad está determinado por el contenido de elementos de aleación.***

3.4.8.2.- Índice de Templabailidad.

La templabilidad de un acero se designa mediante un código que indica la distancia o distancias desde el extremo templado dentro de la cual se obtiene la dureza deseada.

Por ejemplo: Un acero aleado conteniendo 0.40 % de carbono (4140) podría especificarse que tiene una templabilidad de J_{50} = 6, lo que significa una dureza Rc = 50 a una distancia de 6/16 de pulgada desde el extremo templado, figura 3.5, curva inferior.

La AISI ha establecido curvas de templabilidad máxima y mínima, conocidas como bandas de templabilidad, figura 3.6, entre las cuales debe de estar cualquier barra de acero de esa composición. En la figura, el sufijo H se establece para aquellos aceros que se compran con base a una especificación de templabilidad, siendo de importancia secundaria aspectos como la composición química, tamaño de grano, etc.

Límites de dureza para propósitos de especificación

Distancia J 1/16"	4140H Máx	4140H Mín
1	60	53
2	60	53
3	60	52
4	59	51
5	59	51
6	58	50
7	58	48
8	57	47
9	57	44
10	56	42
11	56	40
12	55	39
13	55	38
14	54	37
15	54	36
16	53	35
18	52	34
20	51	33
22	49	33
24	48	32
26	47	32
28	46	31
30	45	31
32	44	30

Temperaturas de tratamiento térmico recomendadas por la SAE

*Normalizar 1 600 F

Austenizar 1 550° F

*Para muestras forjadas o laminadas solamente

Banda de capacidad de endurecimiento 4140H

C	Mn	Si		Cr	Mo	
0.37/0.44	0.65/1.10	0.20/0.35		0.75/1.20	0.15/0.25	

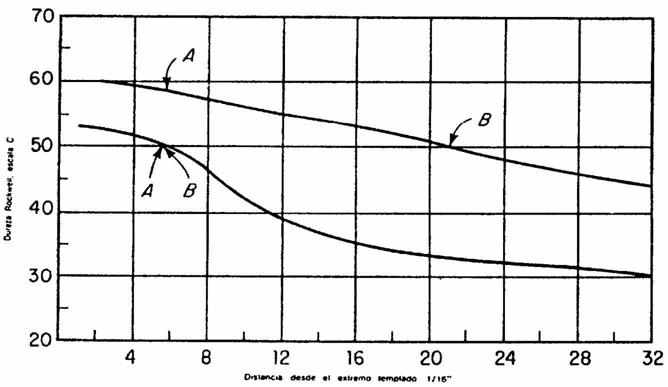


Figura 3.6.- Bandas de templabilidad para un acero 4140H

Al especificar la templabilidad de un acero pueden emplearse alguno de los dos métodos siguientes:

1.- En este primer método se especifica primero la dureza en la curva inferior, seguida de la dureza en la curva superior igualándolas a la distancia en que se encuentran:

Por ejemplo, de la figura 3.6 los puntos A denotan durezas de 50 y 58, ambas a 6/16 " por lo tanto esto se denota por:

J 50/58 = 6/16 de pulg.

2.- Para un valor de dureza seleccionado, se indican las distancias primero en la curva inferior y luego en la curva superior:

J 50 = 6/16 a 21/16 de pulg.

3.5.- EL REVENIDO DEL ACERO.

Como ya se mencionó anteriormente, el acero en el estado endurecido carece de aplicación práctica debido a su condición de fragilidad, que surge por la formación de la martensita que trae aunados grandes esfuerzos internos; por ello, es necesario hacer un relevado de esfuerzos a fin de eliminar en cierta medida dichos esfuerzos.

Por esta razón, el revenido tiene como finalidad liberar los esfuerzos internos, mejorando la ductilidad y la tenacidad del acero, pero sin que su propósito sea eliminar la dureza obtenida por el templado.

El revenido del acero comprende el calentamiento del acero endurecido a una temperatura abajo de la crítica inferior (A_{c1}) y enfriándolo a una velocidad conveniente.

Por lo general, dentro del rango de temperaturas de revenido, hay un decremento en dureza y un mayor aumento en tenacidad, conforme aumenta la temperatura del revenido.

El rango de temperaturas de 200 ºC a 450 ºC (400 ºF a 800 ºF) representa una zona divisoria entre aquellas aplicaciones que requieren dureza y aquellas que requieren tenacidad. Si la principal propiedad deseada es la dureza o resistencia al desgaste la pieza se reviene a menos de 200º C, en estas condiciones los esfuerzos residuales se reducen notablemente cuando se

alcanzan los 200 ºC. Por otra parte, si se desea que la principal propiedad sea la tenacidad, la pieza se reviene por arriba de 450º C, temperaturas por arriba de ésta prácticamente logran que los esfuerzos internos o residuales desaparezcan casi en su totalidad.

Es importante analizar lo que le sucede a la martensita al calentar el acero dentro de los rangos especificados anteriormente. Como ya quedó establecido con anterioridad, la martensita es una solución sólida supersaturada de carbono atrapado en una estructura tetragonal a cuerpo centrado. Esta es una condición metaestable dado que a temperatura ambiente la fase que debería estar presente es la ferrita con estructura cristalina BCC. Así, al someter a una cierta temperatura al acero, se le está suministrando energía, la cual es aprovechada por los átomos de carbono difundiendo fuera de la martensita precipitándose como carburo y el hierro como ferrita con red BCC.

Cuando se calienta el acero al carbono en el rango de 40 ºC a 200 °C (100 ºF a 400 ºF), la estructura adquiere una tonalidad negra y es a veces conocida como martensita negra. La martensita original en la condición de temple está empezando a perder su estructura cristalina tetragonal mediante la formación de un "carburo de transición" hexagonal compacto (carburo épsilon) y martensita de bajo carbono.
En esta condición el acero endurece ligeramente, sobre todo aquellos aceros con alto contenido de carbono, y bajo estas condiciones el acero posee una alta resistencia, lo que trae como consecuencia una baja en la ductilidad y la tenacidad. Sin embargo, lo más importante es que gran parte de los esfuerzos internos se eliminan.

Calentando en el rango de 230 ºC a 400 ºC (450 ºF a 750 ºF) cambia el carburo épsilon a cementita ortorrómbica (Fe_3C), la martensita de bajo carbono se hace ferrita BCC y cualquier austenita retenida se transforma en bainita. Los carburos son demasiado pequeños para ser resueltos mediante el microscopio óptico y la estructura entera se colora rápidamente en una masa negra. La resistencia es mayor de 200,000 Psi, la ductilidad ha aumentado ligeramente, pero la tenacidad es aún baja. La dureza está entre 40 y 60 Rc dependiendo de la temperatura de revenido.

El revenido en el rango entre 400 º y 650 º C (750 ºF a 1200 ºF) propicia el crecimiento de partículas de cementita lo que a su vez aumenta la cantidad de ferrita que es la fase que formará eventualmente la matriz del material. Esta condición hace que el material adquiera una coloración más clara al ser atacado. Las propiedades mecánicas en este rango son: Resistencia a la tensión 125,000 - 200,000 Psi, elongación 10 - 20 % en 2 pulgadas, dureza 20 - 40 Rc y un aumento rápido en la tenacidad.

Calentando en el rango de 650 º a 720 ºC (1200 ºF a 1330 ºF) produce partículas grandes de cementita globular. Esta estructura es muy suave y tenaz y es semejante a la estructura de la cementita esferoidal obtenida directamente de la austenita mediante el recocido de esferoidización.

3.5.1.- Variables Principales

La microestructura y propiedades mecánicas del acero revenido dependen de la temperatura y duración del revenido; las partículas de carburo se hacen progresivamente mayores y menor en número conforme la temperatura y el tiempo aumentan; este cambio de microestructura tiene generalmente como resultado una menor resistencia y dureza pero mayor ductilidad y tenacidad.

Por otra parte, reviniendo un acero endurecido a temperaturas de revenido muy bajas, puede lograrse un "endurecimiento secundario". Por ejemplo, aceros aleados que contienen porcentajes de uno o más de los elementos fuertemente formadores de carburo (Cr, Mo, V y W) son capaces de hacerse más duros como resultado del revenido.

La temperatura y el tiempo de revenido son variables interdependientes en el proceso de revenido. Por ejemplo, bajando la temperatura y aumentando el tiempo se puede generalmente producir el mismo resultado que aumentando la temperatura y disminuyendo el tiempo.

3.6.- TRATAMIENTOS TÉRMICOS ESPECIALES

3.6.1.- Austemplado

Es un tratamiento isotérmico, y en él, la austenita se transforma en bainita a temperatura constante. El austemplado (también llamado austempering, temple diferido ó temple bainítico), consiste en calentar el acero a una temperatura ligeramente superior a la crítica (hasta la

temperatura de austenitización), seguido de un enfriamiento rápido en un baño de sales, como se muestra en la figura 3.7 (pues de otro modo se corre el peligro de que parte de la austenita se transforme en perlita), manteniéndose a una temperatura constante, durante un tiempo suficiente, hasta que se realice la total transformación de la austenita en bainita.

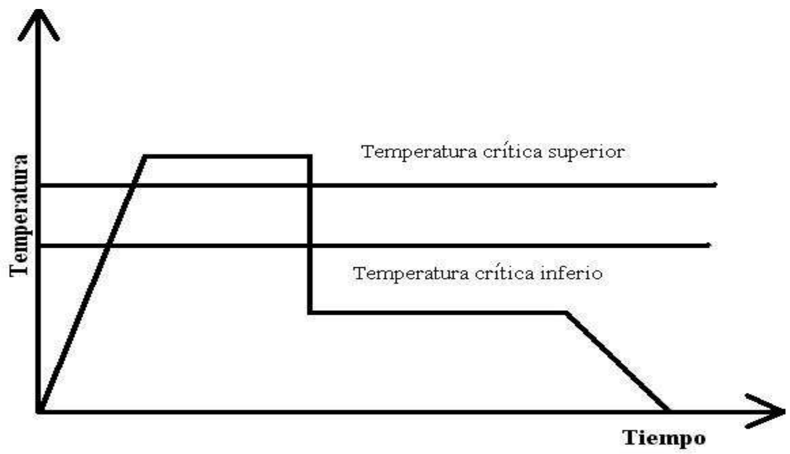


Figura 3.7.- Representación esquemática del austemplado.

*La temperatura del baño, debe ser superior a la temperatura del punto M_S (iniciación de la martensita), y suele variar de 250°C a 550°C. En l**a** figura 3.8, se muestra una representación esquemática del austemplado en un diagrama TTT.*

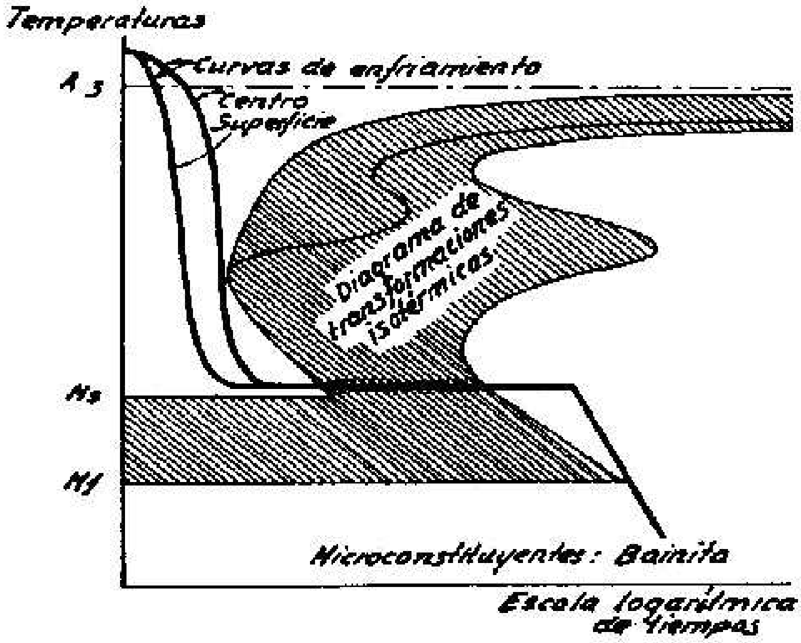


Figura 3.8.- Representación esquemática del austemplado en un diagrama TTT.

La principal ventaja del austemplado es la ausencia de esfuerzos internos y grietas microscópicas que se producen en los temples ordinarios martensíticos. Además, la tenacidad es mucho más elevada en las piezas tratadas con austemplado, que en las piezas templadas y revenidas, a pesar de tener ambas piezas la misma dureza. Cuenta con una mayor ductilidad, también hay menos distorsión y peligro de fisuras, por que el temple utilizado no es tan drástico como en el método convencional.

La principal limitación del austemplado, es el efecto del tamaño de la pieza que se trata térmicamente. Sólo son adecuadas las secciones que pueden enfriarse con suficiente rapidez para evitar la transformación a perlita, por lo tanto, se aplica a piezas de espesor menor o igual a ½ pulgada. Este espesor puede incrementarse un poco para los aceros aleados, pero entonces el tiempo para terminar la transformación a bainita puede ser excesivo.

3.6.2.- Martemplado.

Es un tratamiento isotérmico y se efectúa calentando el acero y manteniéndolo a una temperatura por arriba de la temperatura crítica superior A_3, durante un tiempo suficiente para su completa austenitización y enfriándolo luego en un baño de sales fundidas (como se muestra en la figura 3.9), cuya temperatura suele oscilar entre 200 y 300°C y debe ser superior a la temperatura del punto M_S.

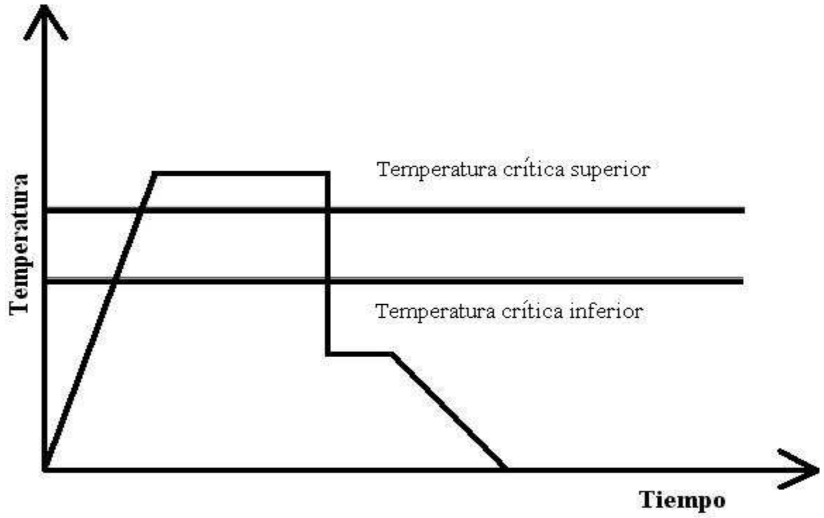


Figura 3.9.- Representación esquemática del martemplado.

El acero debe permanecer en el baño de sales el tiempo suficiente para conseguir que toda la pieza, alcance e iguale la temperatura del baño, enfriándose luego la pieza al aire. De esta forma se obtiene una estructura martensítica con muy pocos esfuerzos internos. Cuando convenga disminuir la dureza o resistencia obtenida, se puede dar posteriormente al acero un revenido, para obtener martensita revenida.

Es necesario que el enfriamiento sea suficientemente rápido para que la curva de enfriamiento no corte la nariz del diagrama TTT (como se muestra en la figura 3.10) en ningún punto, pues si lo hiciera, parte de la austenita se transformaría en otros constituyentes.

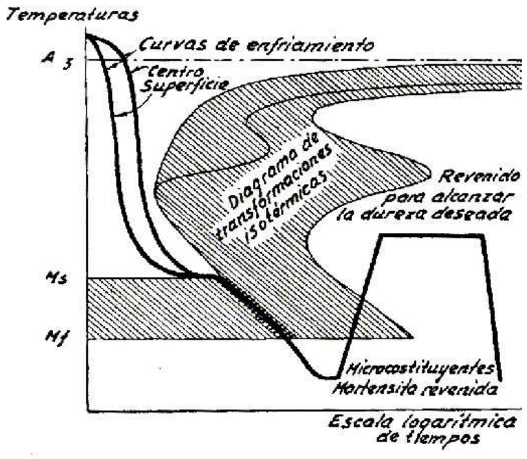


Figura 3.10.- Representación esquemática del martemplado en un diagrama TTT.

Es muy importante que la temperatura del baño sea próxima y superior a la temperatura del punto M_S, pues si fuera inferior, parte de la austenita de la periferia se transformaría en martensita antes de que el resto de la austenita del centro, y el proceso sería imperfecto. La temperatura del punto M_S, varía en algunos casos con la temperatura de austenitización.

Para efectuar el martemplado, de un acero determinado, se debe conocer previamente el diagrama TTT del acero, y especialmente la posición de su nariz, la temperatura correspondiente al punto M_S, y el tiempo necesario para que se inicie la transformación a una temperatura ligeramente superior a la correspondiente al punto M_S, que corresponda a la que se va a utilizar en el baño de sales.

El martemplado se emplea en la fabricación de engranes del mecanismo diferencial de automóviles, troqueles, cojinetes de bolas, etc. En realidad, este tratamiento térmico es una variante del temple interrumpido en agua y aire.
La principal ventaja, es evitar las deformaciones y tensiones internas. Su aplicación queda limitada a piezas que no sean muy grandes.

3.6.3.- Temples interrumpidos.

Este es un tratamiento de gran utilidad, en especial para los aceros para herramienta. Hay dos tipos de temples interrumpidos, que son:

3.6.3.1.- Temple interrumpido en agua y aceite.

En éste temple se suele enfriar generalmente en agua bajando la temperatura de la pieza hasta unos 300 ó 400°C, enseguida y rápidamente se mete el acero en aceite, sin que antes haya tenido lugar un equilibrio de temperaturas, entre el núcleo y la superficie del acero. Este tratamiento se usa para templar herramientas de forma complicada, fabricadas con acero templable en agua, y tiene como objetivo evitar (con el enfriamiento en aceite), que las diferencias de temperaturas en el acero sean demasiado grandes durante la transformación de la austenita en martensita, lo que evita que se desarrollen esfuerzos que produzcan deformaciones y grietas. En la figura 3.11 se muestra un esquema de este tipo de temple.

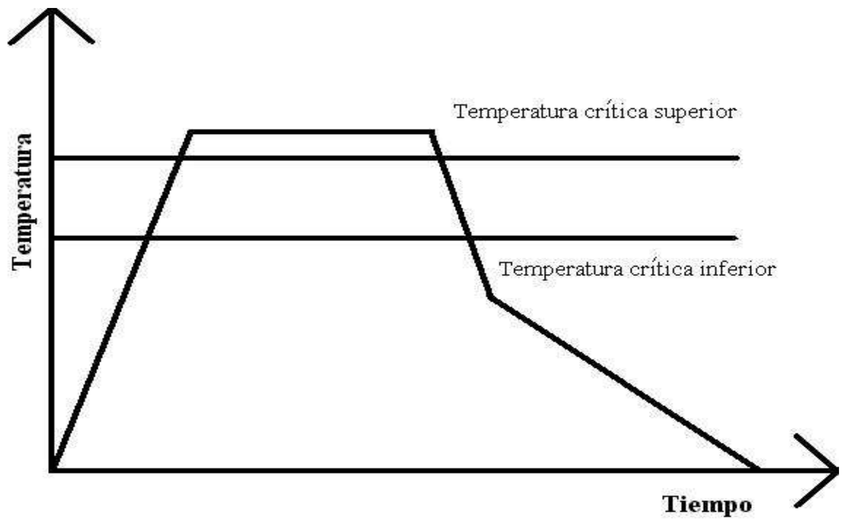


Figura 3.11.- Representación esquemática del temple interrumpido en agua y aceite

3.6.3.2.-Temple interrumpido en agua y aire.

Consiste en interrumpir el enfriamiento de un acero en agua, sacándolo al aire cuando la temperatura del acero haya bajado hasta unos 250°C. Esto tiene la ventaja de que se igualan las temperaturas en diferentes zonas y se evitan deformaciones y agrietamientos. También se practica en aceite y después al aire. Este tratamiento se emplea desde hace mucho tiempo para el temple de las limas. En la figura 3.12 se muestra un esquema de este tipo de temple.

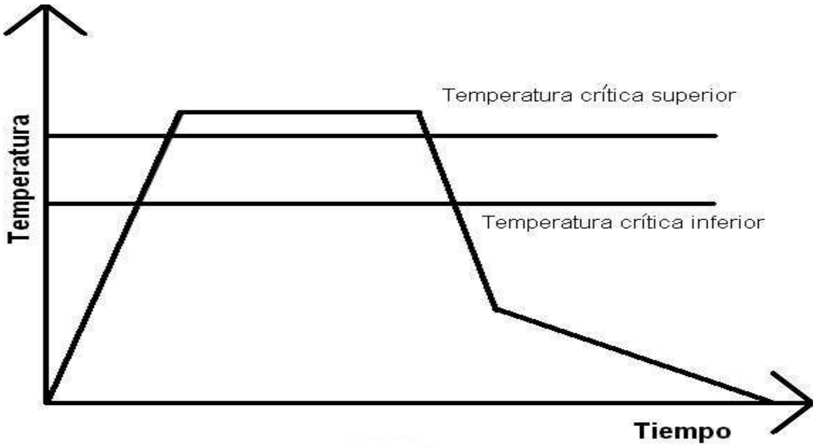


Figura 3.12.- Representación esquemática del temple interrumpido en agua y aire.

3.7.- HORNOS UTILIZADOS PARA TRATAMIENTOS TÉRMICOS

3.7.1.- Hornos de atmósfera controlada

En estos hornos, figura 3.13, se genera una atmósfera gaseosa con la cual se logra una protección contra la oxidación y la descarburización a temperaturas elevadas, las cuales se encuentran en el rango de 780 a 940 °C . A través de un sensor que determina el contenido de carbono, se balancea la atmósfera con el porcentaje de carbono del acero obteniéndose superficies limpias. Se emplean para los siguientes tratamientos: Recocido, normalizado, relevado de esfuerzos, temple y revenido, cementado etc. Sin embargo, sólo son útiles para procesar lotes grandes de piezas (generalmente más de 200 kg).



Figura 3.13 – Hornos de atmósfera controlada

3.7.2.- Hornos de baños de sales.

Estos hornos son muy versátiles, figura 3.14 ya que se pueden utilizar diversos rangos de temperaturas, que van desde 140 a 1200 °C; además, de tratar lotes pequeños o grandes. Su control es delicado, pues depende de un operador experimentado. Dimensionalmente son muy estables, sin embargo, si se desea evitar cualquier tipo de corrosión en la superficie, no son recomendables, ya que en componentes con perforaciones y cavidades profundas o intrincadas, las sales son difíciles de remover. Se utilizan para realizar los siguientes tratamientos térmicos: recocido, normalizado, relevado de esfuerzos, cementado, carbonitrurado, temple y revenido, etc.



Figura 3.14.- Hornos de baños de sales

3.7.3.- Hornos de vacío

Estos hornos resuelven el problema de la oxidación y la descarburización superficial de una forma muy eficiente, figura 3.15. A través de una profunda succión, se desaloja casi todo el aire que podría oxidar la superficie durante el tratamiento térmico. Una vez logrado el vacío entre las resistencias y la pieza, comienza el calentamiento por medio de una lenta radiación. Después el temple se realiza con nitrógeno a una presión de hasta 6 bars. Las temperaturas máximas de estos hornos son de hasta 1260 °C empleándose para los siguientes tratamientos: recocido, normalizado, relevado de esfuerzos, temple y revenido, sinterizado, etc.

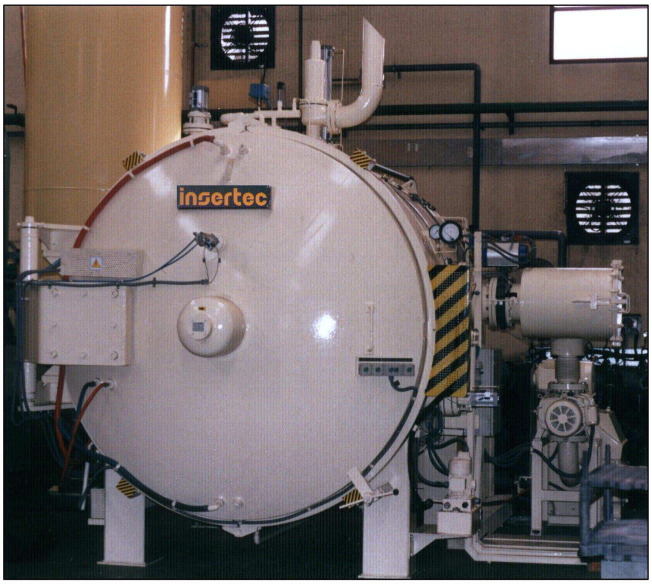


Figura 3.15 .- Hornos de vacío

3.7.4.- Hornos semicontinuos

Estos hornos realizan procesos a temperaturas en el rango de 780 a 900 °C de forma semicontinua, figura 3.16 .Se tratan piezas pequeñas a granel como flejes, tornillos, clavos, pijas,etc.

Se utilizan para temple y revenido, carburización y carbonitruración.



Figura 3.16 . Hornos semicontinuos.

3.7.5.- Reactores criogénicos.

En estos equipos se realizan tratamientos a temperaturas bajo cero, figura 3.17 La temperatura se hace descender lentamente con ayuda de hielo seco, nitrógeno gaseoso y nitrógeno líquido. Se utilizan básicamente para lograr la transformación de la austenita retenida en martensita, especialmente en aceros de alto carbono y aceros para herramienta.





Figura 3.17.- Equipos para tratamiento subcero.

CAPÍTULO 4

EFECTO DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN

4.1. EFECTO DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN SOBRE EL PROCESAMIENTO DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE LAS ALEACIONES HIERRO-CARBONO.

Un acero que contiene, además de hierro y hasta 2.11 % C, elementos químicos inducidos intencionalmente y que no se encuentran en un acero al carbono recibe el nombre de acero aleado. Los elementos químicos de que se hace mención anteriormente, reciben el nombre de "Elementos de Aleación". Así, un acero puede contener varios elementos de aleación y de acuerdo al número de ellos se pueden clasificar como: aceros ternarios cuando tienen un elemento de aleación, además del Fe y el C, aceros cuaternarios cuando contienen dos elementos de aleación además del Fe y el C, y así sucesivamente. El efecto de los elementos de aleación sobre el acero es el de causar que estos tengan una amplia variedad de microestructuras como consecuencia de los tratamientos térmicos, lo que se refleja asimismo en un amplio rango de propiedades.

Los elementos empleados como aleantes en los aceros, ordenados en orden descendente de su aplicación práctica son: Cr, Ni, Mn, Si, W, Mo, V, Co, Ti, Al, Cu, Nb, Zr, B, N y Be. La interacción de estos elementos de aleación con el hierro, carbono y con otros elementos de aleación, tiene como efecto cambios en las propiedades mecánicas, químicas y físicas del acero, llevando a una mejora de ellas de acuerdo a ciertos propósitos definidos. El nivel al cual cambian estas propiedades, depende de la cantidad de elemento de aleación introducido y del carácter de su interacción con el Fe y el C. Por esta razón es necesario analizar la influencia que tiene cada elemento sobre el hierro y el acero y las fases que están presentes.

4.1.1. Efecto Sobre las Regiones γ y α

Como se mencionó anteriormente las temperaturas críticas A_1, A_3 y A_{cm} son de gran importancia, dado que ellas determinan la temperatura a la cual un acero debe calentarse para templarlo, recocerlo o normalizarlo, así mismo, determinan el máximo en la curva que muestra la velocidad de precipitación en la austenita sobre enfriada.

Los procesos que tienen lugar a las temperaturas críticas se asocian con la transformación $\gamma \Leftrightarrow \alpha$ y la disociación del carburo.

Los distintos elementos de aleación tienen diferentes efectos sobre la posición de los puntos críticos A_3 y A_4, debido a ello se dividen en dos grandes grupos, cada uno de ellos dividido a su vez en dos subgrupos.

Los elementos del Primer Grupo tienen como efecto bajar el Punto Crítico A_3 y simultáneamente elevar el Punto Crítico A_4; este efecto se muestra en forma esquemática en la figura 4.1 (a) y con el diagrama de equilibrio Fe-Ni de la figura 4.1(b). De la figura 4.1 se puede ver que con aumento en el contenido del elemento de aleación la región de la fase γ se amplía considerablemente, e iniciando desde una cierta concentración las aleaciones se encuentran en la región de la solución sólida γ. Este desplazamiento de los puntos críticos ampliando la región γ lo presentan además del Ni el Co, Mn, Pt, Pd, Rh e Ir, formando el subgrupo Ni.

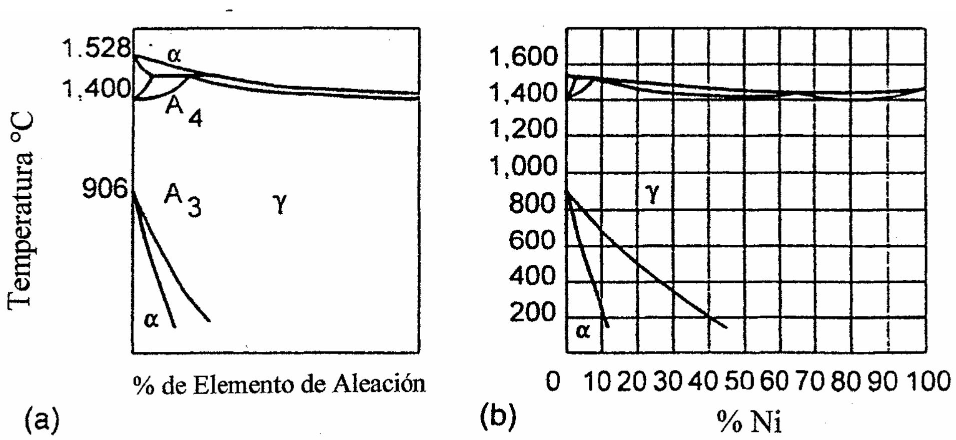


Figura 4.1.- Representación esquemática (a) y diagrama de equilibrio (b) para el Fe y elemento de aleación con una región de fase γ extendida y solubilidad ilimitada.

El siguiente subgrupo lo forman aquellos elementos que tienen en general una solubilidad limitada en el Fe.

Dada una cierta concentración de esos elementos en las aleaciones de hierro, se forman compuestos químicos y se observan transformaciones eutécticas o eutectoides. En otras

palabras, aparecen regiones heterogéneas en los diagramas de equilibrio Fe-Elemento de Aleación, que limitan el rango al cual se presenta la región de fase γ como se muestra en la figura 4.2(a), donde se puede ver que un aumento en la concentración del elemento de aleación, tiene como consecuencia que la temperatura crítica A_3 de la aleación baje y la temperatura crítica A_4 se eleve, lo que lleva a una región γ ampliada. Sin embargo, debido a la formación de regiones heterogéneas la región γ se va haciendo más estrecha, hasta que finalmente desaparece. Diagramas de equilibrio de este tipo se encuentran para elementos como N, C, Cu, Zn, Au, Re, etc.

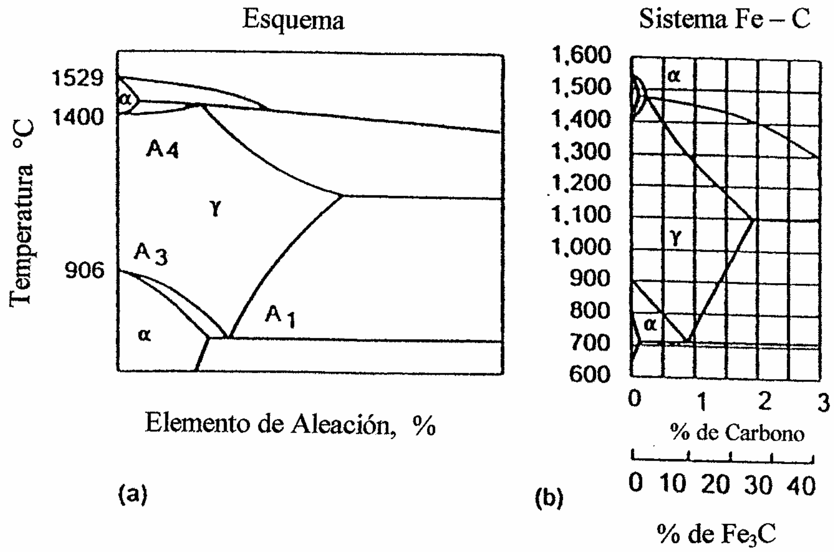


Figura 4.2.- Representación esquemática (a) y diagrama de equilibrio (b) para el Fe y un elemento de aleación con una región de fase γ extendida y solubilidad limitada.

A diferencia de los elementos del primer grupo, los elementos que entran en el segundo grupo elevan la Temperatura Crítica A_3 y bajan la Temperatura Crítica A_4 cuando su contenido en la aleación se eleva. Esto nos lleva inicialmente a un estrechamiento de la región γ, y eventualmente a un cierre completo de dicha región, como se muestra en la figura 4.3 (a). Este desplazamiento de las temperaturas críticas de la aleación es inducido por elementos como el Cr, Mo, W, Si, Ti, Al y Be. A este subgrupo se le denomina "subgrupo Cr".

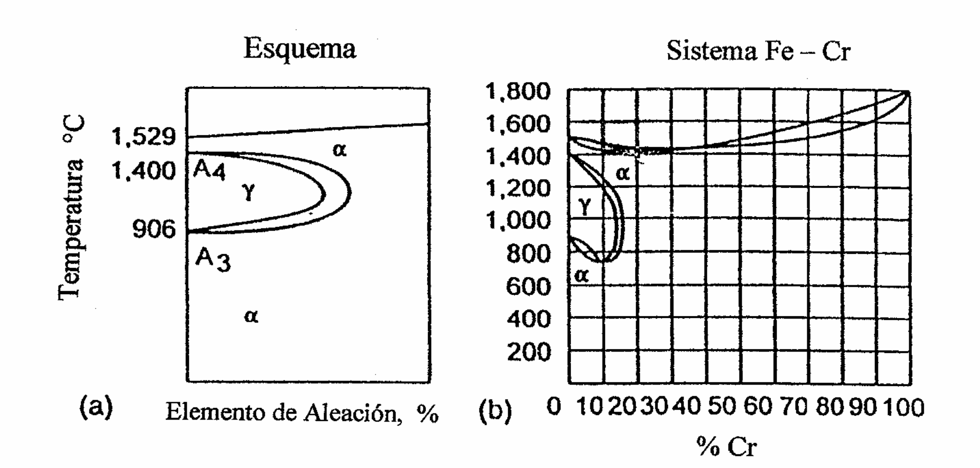


Figura 4.3.- Representación esquemática (a) y diagrama de equilibrio (b) para el Fe y un elemento de aleación con una zona de fase γ cerrada.

El segundo subgrupo incluye elementos cuya introducción causa la aparición de otras fases en el diagrama de equilibrio, antes que se termine el rango de la fase γ como se muestra en la figura 4.4. En este caso la región restringida de la fase γ está limitada por zonas adyacentes de fases heterogéneas. Diagramas de equilibrio de este tipo se deben a elementos como Zr, Ta, Nb, Ce, etc.

Lo descrito anteriormente lleva a considerar una división de los elementos de aleación dentro de dos grandes grupos, aquellos que agrandan la zona γ o "gamágenos" y aquellos que agrandan la zona α o "alfágenos.

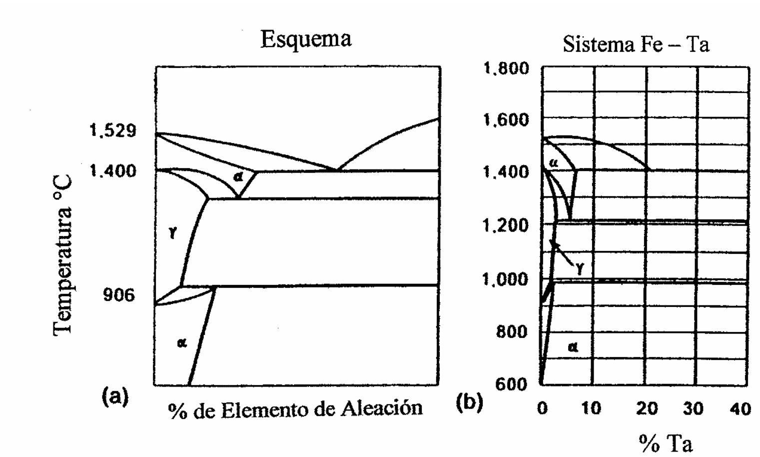


Figura 4.4.- Representación esquemática (a) y diagrama de equilibrio (b) para el Fe y un elemento de aleación con una zona de fase γ delgada limitada por regiones Heterogéneas adyacentes.

El comportamiento visto anteriormente se presenta en sistemas ternarios y más complejos. El primer diagrama ternario básico se obtiene cuando el Fe es aleado con dos elementos, cuyo comportamiento como sistema binario con el Fe es el de ampliar la región γ. Entre estos diagramas ternarios tenemos: Fe-Co-Ni, Fe-Co-Mn y Fe-Ni-Mn.

El segundo diagrama básico cubre aleaciones de hierro con dos elementos de aleación, los cuales disminuyen la zona γ. Un ejemplo de esas aleaciones es el sistema Fe-Cr-Mo, pero incluye, además de regiones de soluciones sólidas, compuestos intermetálicos que se forman a altas concentraciones de los elementos aleantes.

El tercer tipo básico de diagrama de equilibrio se aplica a un sistema ternario, donde uno de los elementos aleantes amplía la zona γ y los otros dos tienden a reducirla. Un ejemplo de estas aleaciones es el sistema Fe-Cr-Ni. Así, cada sistema ternario puede incluir aleaciones puramente ferríticas (fase α) y puramente Austeníticas (fase γ) así como aleaciones que poseen una estructura multifásica.

4.1.2. Temperatura y Composición Eutectoide.

La división de los elementos de aleación, antes mencionada, dentro de grupos de acuerdo a su influencia sobre las transformaciones alotrópicas, en las aleaciones de los sistemas base hierro mencionados anteriormente, permiten predecir con cierta exactitud el efecto de los elementos aleantes sobre las temperaturas y puntos críticos del acero al carbono. Por ejemplo, si se considera la dirección de las líneas del diagrama que corresponden a la transición del Fe desde una forma alotrópica a otra, se puede esperara que los elementos que extienden el rango de la región de la fase γ, subgrupo Ni, bajarán la temperatura Crítica Ac_3, de transformación de $\alpha \longrightarrow \gamma$, mientras que los elementos que restringen o reducen el rango de la fase γ, subgrupo Cr, elevaran esa temperatura.

Se observa un efecto semejante de los elementos de aleación, con cierta extensión, en la transformación perlítica que se da a la temperatura crítica Ac_1, en este caso tiene lugar un cambio alotrópico del hierro: $\alpha \longrightarrow \gamma$.

La figura 4.5 ilustra la influencia de los elementos de aleación más importantes, sobre la posición de la Temperatura crítica Ac_1. Como se puede ver los elementos que restringen el rango de la región γ, elevan el punto critico Ac_1, mientras que los elementos que amplían dicha región la bajan.

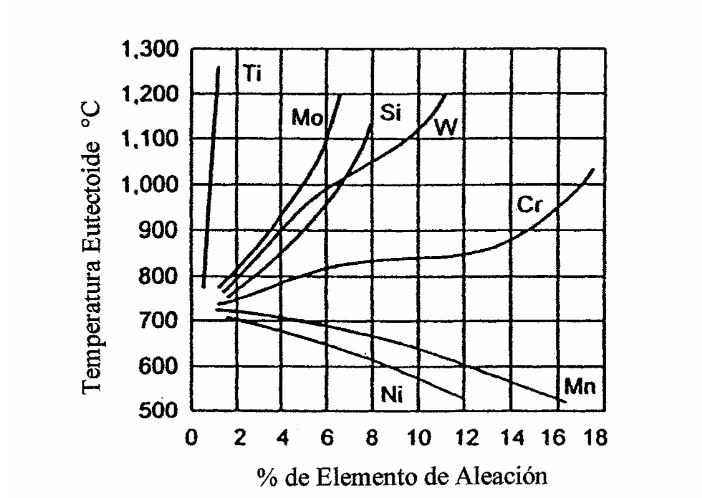


Figura 4.5.- Efecto de los elementos de aleación sobre la temperatura de transformación Eutectoide A_{c1}.

Debe notarse que en el caso de los elementos del grupo Cr se observa un hecho conocido entre la concentración límite necesaria para cerrar el rango de la fase γ en aleaciones Hierro-Elemento de Aleación y el grado de elevación de la temperatura crítica Ac_1. Entre menor sea la concentración del elemento aleante, al cual el rango de la fase γ es cerrado, más abrupta es la elevación de la temperatura crítica Ac_1.

Si un acero contiene simultáneamente dos o más elementos de aleación que influyen sobre sus puntos críticos en la misma dirección, dichos puntos usualmente bajarán o se elevarán a un mayor grado de lo que sería su influencia en forma aislada. Sin embargo, no se puede hablar aquí de que el resultado se debe a una simple dependencia, el comportamiento es mucho más complejo de lo que parece.

Por otra parte, si un acero la carbono contiene elementos de aleación que tienen un efecto opuesto sobre la posición de las temperaturas o puntos críticos, durante el calentamiento, la

influencia de los elementos de aleación se pone de manifiesto en forma diferente, dependiendo de su razón cuantitativa.

La tabla 4.1 da valores para los puntos críticos, tanto para calentamiento como enfriamiento, para algunos aceros multialeados. Como se puede ver, puntos Ac_1 y Ac_3 altos son característicos de aceros cromo-silicio y cromo-silicio-molibdeno de los tipos resistentes al calor, aceros al alto cromo del tipo inoxidable, aceros cromo-molibdeno-vanadio y otros. Así mismo, los datos de la tabla 4.1 son interesantes ya que ellos muestran un efecto simultaneo de los elementos de aleación más significativos, sobre los puntos críticos Ar_3 y Ar_1, bajo velocidades de enfriamiento constante. En particular, una disminución muy pronunciada es causada en aceros multialeados por el molibdeno; él es responsable de una caída drástica de las temperaturas críticas bajo enfriamiento en aceros que contienen Cr y Ni a la vez, lo cual es especialmente importante para acero estructural.

Tabla 4.1.- Posición de los puntos críticos durante el calentamiento y enfriamiento de algunos aceros multialeados

Composición Química[a] (%)									Puntos Críticos[b] (°C)			
									Calentamiento		Enfriamiento	
No.	**C**	**Mn**	**Si**	**Cr**	**Ni**	**Mo**	**V**	**W**	A_{C1}	A_{C3}	A_{r3}	A_{r1}
1	0.20	-	2.25	1.50	-	-	-	-	820	860	800	715
2	1.10	-	1.55	4.83	-	0.51	-	-	845	880	865	760
3	0.06	-	-	5.33	-	0.57	-	-	830	880	820	750
4	0.36	-	-	0.96	-	0.20	-	-	770	810	745	680
5	0.45	-	-	1.00	-	0.35	0.26	-	775	790	700	650
6	0.30	-	-	4.82	-	2.20	0.42	-	885	920	745	710
7	0.34	-	-	4.72	-	1.65	-	0.93	780	820	310	225
8	0.25	1.26	-	-	-	0.41	-	-	745	840	750	690
9	0.22	1.15	-	-	-	1.18	-	-	750	840	540	430
10	0.35	-	-	-	2.73	0.39	-	0.19	710	765	495	400
11	0.36	-	-	-	2.87	0.39	-	-	715	760	515	400
12	0.29	-	-	0.64	3.44	-	-	-	715	770	600	525
13	0.60	-	-	0.75	1.40	0.22	-	-	730	765	540	630
14	0.28	-	-	0.86	1.97	0.35	-	-	740	785	490	390
15	0.15	-	-	11.27	0.13	-	-	-	810	860	770	715
16	0.12	-	-	12.19	-	0.58	-	-	830	870	700	-
17[c]	0.13	-	-	13.15	-	-	-	-	890	900	810	785

[a] El contenido de Mn y Si es el estándar si no se especifica otra cosa. Cr y Ni residuales están presentes en todos los aceros
[b] Los Puntos Críticos fueron determinados por el método dilatométrico; la velocidad de enfriamiento ~ 2 °C/s. (~ 4 °F/s).
[c] El No. 17 también tiene 0.25 %Al.

El efecto de los elementos de aleación se manifiesta en un desplazamiento de las temperaturas críticas tanto con respecto a la temperatura como a la concentración. La figura 4.6 muestra como el contenido de elementos de aleación en los aceros, afecta la cantidad de carbono en el punto eutectoide. Se puede ver que todos los elementos de aleación desplazan el punto eutectoide ***S*** *hacia la izquierda, esto es, hacia concentraciones bajas de carbono y consecuentemente disminuye el contenido de este elemento en la perlita. En analogía al desplazamiento del punto eutectoide hacia concentraciones bajas de carbono, la adición de la mayoría de los elementos de aleación en los aceros es seguida por un desplazamiento hacia la izquierda del punto* ***E*** *en el diagrama de equilibrio Fe-C, el cual determina el límite de solubilidad del carbono en la austenita. El punto* ***E*** *es desplazado por el Cr, Si, W, Mo, V y Ti, los cuales están arreglados en orden ascendente de su influencia. Todos estos elementos hacen más pequeño el rango de la fase* γ *en las aleaciones de los sistemas Fe-elemento de aleación.*

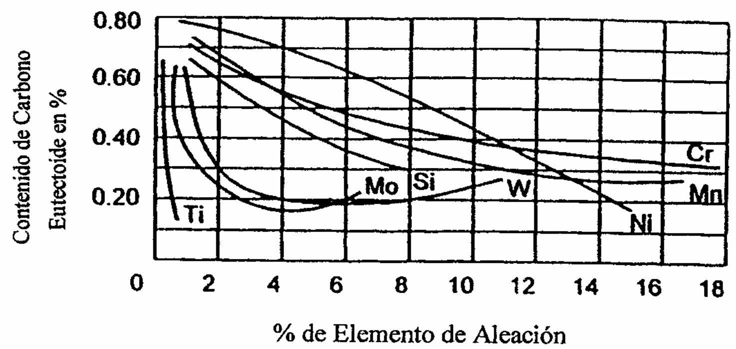


Figura 4.6.- Efecto de los elementos de aleación sobre la concentración de carbono en el punto eutectoide.

Si un acero al carbono contiene una cierta cantidad de un elemento de aleación, el punto ***E*** *es desplazado hacia la izquierda a tal extensión que aún a una concentración de carbono de varias décimas del porcentaje de un acero estructural, puede tener ledeburita, la cual está presente en aceros Fe-C puros, únicamente cuando el contenido de carbono es mayor de 2.11 %.*

Es importante notar que entre más fuertemente desplace un elemento los puntos ***E*** *y* ***S****, menor será la concentración a la cuál cerrará el rango de la fase* γ *en el diagrama Fe-elemento de aleación. Por este motivo, un desplazamiento hacia la izquierda de los puntos* ***E*** *y* ***S*** *se puede considerar como la tendencia de un elemento de aleación específico para hacer más pequeño el rango de la fase* γ *(austenita).*

De esta forma, la introducción de elementos de aleación en un acero al carbono, viene acompañada por un desplazamiento de los puntos críticos de equilibrio con respecto a la temperatura así como a la concentración de carbono. El desplazamiento es mayor entre mayor sea la cantidad de los elementos introducidos.

4.1.3.- Distribución de los Elementos de Aleación

En aceros aleados comerciales, que son sistemas multicomponentes, los elementos de aleación se pueden encontrar:

1.- En el estado libre.
2.- Como compuestos intermetálicos con Fe o con otros elementos.
3.- Como óxidos, sulfuros y otras inclusiones no metálicas.
4.- En la fase carburo como una solución en cementita o en la forma de compuestos independientes con el carbono (carburos Especiales).
5.- Como una solución en hierro.

Respecto al carácter de su distribución en el acero, los elementos de aleación se pueden dividir en dos grupos:

1.- Elementos que no forman carburos en el acero, tales como: Ni, Si, Co, Al, Cu y N.
2.- Elementos que forman carburos estables en el acero, tales como: Cr, Mn, Mo, W, V, Ti, Zr y Nb.

La ley que determina la manera en la cual los elementos del primer grupo se distribuyen en el acero es muy simple: esos elementos no forman compuestos químicos con el hierro y el carbono y consecuentemente la única posible forma en la cual pueden estar presentes en los aceros es formando una solución sólida sustitucional con el hierro. Las únicas excepciones son el Cu y el Ni. El cobre se disuelve en hierro α *a temperatura normal en cantidades de hasta 1.0%. Si el contenido de Cu excede el 7 %, el hierro contiene Cobre en estado libre, en forma de inclusiones metálicas. Un comportamiento semejante es típico de los elementos de aleación que no se disuelven en el hierro sólido como son el Pb y Ag. El nitrógeno también tiene una solubilidad limitada en la ferrita; cuando el contenido de nitrógeno es mayor que 0.015 %, éste se encuentra*

en el acero en forma de compuestos químicos con hierro o algunos elementos de aleación como V, Al, Ti y Cr. Esos compuestos químicos se conocen como nitruros.

La mayoría de los elementos pueden formar compuestos intermetálicos con el hierro, así como uno con otro. Pero esos compuestos se forman únicamente a composiciones de los elementos de aleación que no son empleados en los aceros comerciales usuales. Por ello se puede asumir que los aceros comunes no tienen compuestos intermetálicos de los elementos de aleación con hierro o de uno con otro. Los compuestos intermetálicos se forman en aceros de alta aleación.

Los elementos de aleación cuya afinidad por el oxígeno es mayor que la del hierro, son capaces de formar óxidos y otros compuestos no metálicos. Cuando se añaden tales elementos (Al, Si, V y Ti) al final del proceso de fusión, desoxidan el acero tomando oxígeno del hierro fundido. La reacción de desoxidación produce los siguientes óxidos: Al_2O_3, TiO_2 *y* V_2O_5.

Debido al hecho de que los elementos de aleación que son desoxidantes se introducen al final del proceso de fusión del acero, la mayoría de los óxidos no tienen tiempo de pasar a la escoria y como resultado de ello son retenidos en el acero sólido en la forma de inclusiones no metálicas finas. A semejanza de los elementos anteriores que poseen gran afinidad por el oxígeno, existen aquellos elementos de aleación que muestran una mayor afinidad por el azufre, que la que muestra el hierro y al ser introducidos en el acero forman sulfuros.

Comparados con los elementos no formadores de carburos, los elementos de aleación que forman carburos estables en el acero, exhiben una distribución mucho más complicada. Ellos se pueden encontrar en la forma de compuestos químicos con el carbono y el hierro o pueden estar presentes en forma de soluciones sólidas. La distribución de esos elementos depende del contenido de carbono del acero y la presencia concurrente de otros elementos formadores de carburos. Si un acero contiene una cantidad relativamente pequeña de carbono y una gran cantidad de elemento de aleación, entonces, obviamente el carbono se agotará formando carburos antes que los elementos formadores de carburos se usen completamente. Por esta razón, el excedente de los elementos formadores de carburos se encuentran en forma de solución sólida.

En conclusión, se puede decir que la mayoría de los elementos de aleación, excepto C, N, O, B y los metaloides que se encuentran lejos del hierro en la tabla periódica, se disuelven en gran cantidad en el hierro. Los elementos que se encuentran a la izquierda del hierro en la tabla periódica, se encuentran distribuidos entre el hierro (solvente o base) y los carburos. Aquellos elementos ubicados a la derecha del hierro en dicha tabla (Co, Ni, Cu, etc.) forman únicamente soluciones sólidas con el hierro y no forman carburos. Así, se puede decir que los elementos de aleación se disuelven predominantemente dentro de las fases básicas (ferrita, austenita, cementita) de las Aleaciones Fe-C o forman carburos especiales.

4.1.4.- Carburos Aleados.

Los carburos se forman en los aceros únicamente por medio del hierro y de los metales que se encuentran a la izquierda del Hierro en la tabla periódica, a saber: Mn, Cr, W, V, Zr, Nb, Ti. Aquí los elementos se encuentran arreglados de acuerdo a su afinidad por el carbono. Los elementos en el extremo izquierdo del renglón forman carburos relativamente inestables que se disocian fácilmente al calentarse. En contraste, los elementos al final del renglón forman carburos extremadamente estables que se disocian a temperaturas mucho más altas que los puntos críticos del acero.

Semejantes al hierro, los elementos anteriormente mencionados como formadores de carburos, son aquellos elementos de los grupos de transición, excepto que poseen una banda electrónica d menos perfecta. Entre más a la izquierda de la tabla periódica se encuentre un elemento formador de carburos menos perfecta es su banda d.

Hay razones para creer que durante la formación de carburos, el carbono dona sus electrones de valencia, para llenar la banda d de electrones de los átomos metálicos, mientras los electrones de valencia del metal forman una unión metálica, la cual determina las propiedades metálicas del carburo. Al mismo tiempo numerosos experimentos muestran que entre más a la izquierda se encuentre un elemento en la tabla periódica, menos perfecta es su banda de electrones d y más estable es el carburo. A partir de esos hechos, es posible formular principios generales para la formación de carburos en aceros: únicamente aquellos metales cuya banda d esté menos llena que la del hierro, son elementos que forman carburos. Su actividad como elementos formadores de carburos es mayor y la estabilidad de la fase carburo que se forma es

más alta entre menos perfecta es la banda d del átomo metálico. Este principio permite especificar las condiciones para la formación de carburos en aceros en presencia de varios elementos formadores de carburos, la secuencia de disolución de varios carburos en la austenita y otros factores que son importantes para la teoría de aleaciones, procesos de manufactura y aplicaciones de aceros aleados. La formación, actividad y estabilidad de los carburos en aceros aleados aumenta al ir del Mn y Cr a Mo, W, V, Ti y otros elementos cuyas bandas d son menos perfectas que las del Mn y Cr. Esto significa que si un acero contiene, por ejemplo, Cr y V, se debe esperar que se formen primero carburos de Vanadio (bajo condiciones de equilibrio).

Si el radio atómico del carbono se toma igual a 0.079 Nm, es fácil calcular que para todos los elementos formadores de carburos, excepto Fe, Mn y Cr, la razón del radio atómico del carbono y del metal es menor de 0.59. Se sabe que si la razón de radios atómicos de un grupo de metales de transición y un metaloide con radio atómico pequeño (C, N, H) es menor de 0.59, se pueden formar un tipo especial de compuestos llamados "fases intersticiales", las cuales son en realidad soluciones sólidas de tipo intersticial.

La razón carbono/metal de la mayoría de los elementos de aleación formadores de carburos, es menor de 0.59 y por esto los elementos y el carbono son capaces de formar fases intersticiales. Se encontró que se pueden formar en los aceros los siguientes carburos:

CARBUROS DEL GRUPO I	CARBUROS DEL GRUPO II
Fe_3C	Mo_2C
Mn_3C	W_2C , WC
$Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3	VC
Fe_3Mo_3C	TiC
Fe_3W_3C	NbC
	TaC, Ta_2C
	ZrC

Sin embargo, los carburos anteriores no se encuentran en los aceros en su forma pura, ya que los carburos de todos los elementos de aleación contienen hierro en solución y si otros elementos de aleación se encuentran presentes, los carburos también incluirán esos elementos. De esta

forma, en un acero al Cromo-Manganeso, se formará el carburo (Cr, Mn, Fe)$_{23}C_6$, el cual contiene hierro y manganeso en solución, en lugar del carburo de cromo puro $Cr_{23}C_6$.

Debido al hecho de que los carburos con la misma fórmula química se disuelven mutuamente, por ejemplo en presencia de titanio y niobio, más bien que formar dos clases de carburos, se formará un solo carburo el cual incluirá titanio y niobio en "igual cantidad". Por esta razón, hay pocas variantes en la formación de carburos y realmente se tiene únicamente seis clases de carburos en los aceros:

CARBUROS DEL GRUPO I	CARBUROS DEL GRUPO II
M_3C	MC
$M_{23}C_6$	M_2C
M_7C_3	
M_6C	

Donde M denota una suma de elementos (metales) formadores de carburos.

Los carburos colocados en el grupo I poseen una estructura cristalina compleja, un ejemplo es la cementita. Un comportamiento estructural específico de los carburos del grupo II como fase intersticial, es una red cristalina simple. Ellos cristalizan usualmente con una gran deficiencia de carbono.

Es digno de notar que ciertas fases intersticiales disueltas pobremente en la austenita, pueden no pasar a formar una solución sólida aún a alta temperatura. Esto distingue las fases intersticiales de los carburos del grupo I, las cuales realmente se disuelven en la austenita al calentarse. Todas las fases carburo tienen una temperatura de fusión elevada y alta dureza. Con respecto a lo anterior, las fases intersticiales sobrepasan los carburos del grupo I.

4.2.- EFECTO DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN SOBRE LA TRANSFORMACIÓN AUSTENÍTICA

La abrumadora mayoría de los aceros aleados son empleados después de calentarlos hasta la zona austenítica, templarlos y revenirlos. Por otra parte, durante el temple y el recocido, la austenita se puede transformar de acuerdo a alguno de los siguientes tres tipos:

Transformación Perlítica*, a menudo llamada transformación difusiva, es una precipitación de la mezcla ferrita-carburo; es una transformación de Tipo I.*

Transformación Intermedia*, transformación de la austenita a bainita, es una transformación de Tipo II.*

Transformación Martensítica*. Es una transformación de Tipo III.*

La estabilidad de la transformación de la austenita sobreenfriada está caracterizada por los Diagramas de Transformación Isotérmica y Termocinética de la austenita. Los diagramas Isotérmicos caracterizan la cinética de la precipitación a partir de la austenita a temperatura constante, después de un sobreenfriamiento hasta esa temperatura. Tales diagramas son útiles para una evaluación comparativa de diferentes aceros y también para clarificar la influencia de los aleantes y de otros factores como temperatura de calentamiento, tamaño de grano, deformación plástica, etc., sobre la cinética de la transformación de la austenita sobreenfriada.

Los diagramas Termocinéticos caracterizan la cinética de la transformación de la austenita bajo enfriamiento continuo. Esos diagramas son menos ilustrativos, pero tienen mayor importancia práctica, debido a que cuando se sujeta a un tratamiento térmico, la austenita se transforma bajo variaciones continuas de temperatura, más bien que bajo condiciones de temperatura constante, es decir, bajo condiciones isotérmicas. Bajo enfriamiento continuo, la transformación ocurre a una temperatura más baja y tomará un tiempo mayor que en el caso isotérmico. Los elementos de aleación tienen una influencia considerable sobre la cinética y el mecanismo de los tres tipos de transformación de la austenita sobreenfriada: transformaciones perlítica, Bainítica y martensítica. Sin embargo, esos elementos influyen en la transformación de la austenita de diferentes formas.

Los elementos de aleación que se disuelven únicamente en la ferrita y en la cementita sin la formación de carburos especiales, ejercen un efecto cuantitativo sobre los procesos de transformación, figura 4.7. El Cobalto acelera la transformación, pero la mayoría de los elementos, incluyendo Ni, Si, Cu, Al, etc., hacen más lenta la transformación.

Los elementos formadores de carburos producen cambios tanto cuantitativos como cualitativos en la cinética de la transformación isotérmica. Así, elementos de aleación que forman el grupo I de carburos influyen en la velocidad de precipitación en la austenita en forma diferente a diferentes temperaturas:

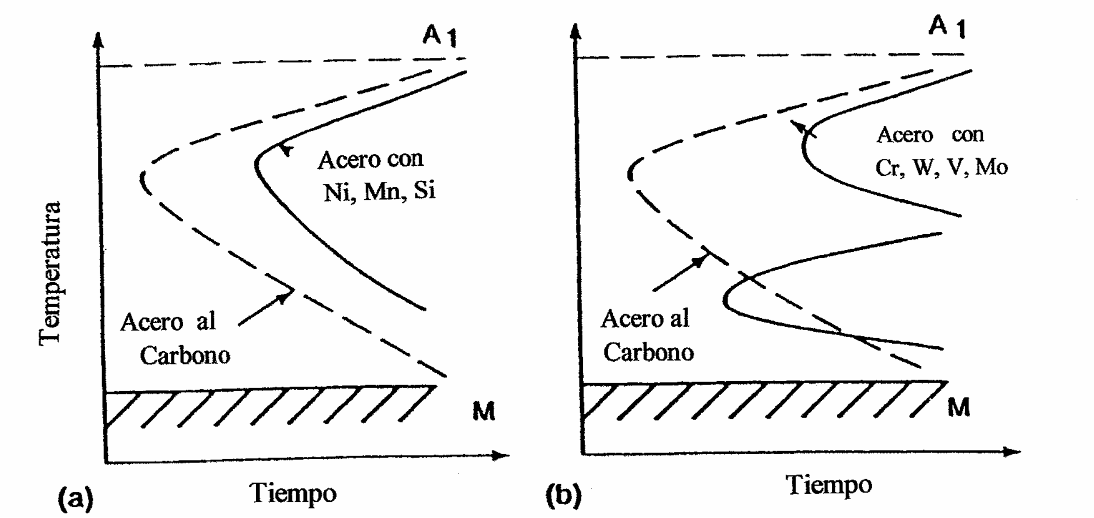


Figura 4.7.- Diagramas Isotérmicos de transformación austenítica. (a) Diagrama para acero al carbono y acero aleado sin elementos formadores de carburos; (b) Diagrama para acero al carbono y acero aleado con elementos formadores de carburos.

- *Entre 700-500 °C (formación de la perlita), hacen más lenta la transformación.*
- *Entre 500-400 °C hacen marcadamente más lenta la transformación.*
- *Entre 400-300 °C (formación de la Bainita), aceleran la transformación.*

Aceros aleados con elementos formadores de carburos (Cr, Mo, Mn, W, V, etc.) tienen dos máximos en la velocidad de precipitación isotérmica en la austenita, separada por una región de estabilidad relativa de austenita sobreenfriada, figura 4.7 (b). La transformación isotérmica de la austenita tiene dos intervalos de transformación claramente definidos, (1) a una estructura laminar (transformación perlítica) y (2) a una estructura en forma de agujas (transformación bainítica). A temperaturas más bajas que las indicadas anteriormente y dando un mayor grado de sobreenfriamiento que aquel para que se inicie la transformación $\gamma \longrightarrow \alpha$, *se desarrolla la transformación martensítica en aceros aleados. Como resultado de esto, se forma una solución sólida supersaturada basada en el hierro* α.

4.2.1.- La influencia de los Aleantes sobre la Interacción de la Ferrita y la Perlita.

El comportamiento práctico más importante de los elementos de aleación, es su capacidad para disminuir la velocidad de precipitación en la austenita en la región de la transformación perlítica, lo cual se muestra como un desplazamiento hacia la derecha de la línea de inicio de la transformación en el diagrama TTT o de transformación isotérmica de la austenita, que favorece un endurecimiento profundo y un sobreenfriamiento de la austenita ligeramente por arriba del rango de transformación martensítica, bajo enfriamiento lento, tal como enfriamiento en aire.

En aceros aleados la transformación perlítica consiste de una transformación polimórfica $\gamma \longrightarrow \alpha$ *y una redistribución de carbono y elementos de aleación por difusión. Como resultado de esto se forman carburos especiales y una mezcla de ferrita-cementita (perlita).*

La transformación polimórfica $\gamma \longrightarrow \alpha$ *en el hierro, bajo pequeños sobreenfriamientos de la austenita (cerca de la temperatura de la estación I), procede por medio de un desplazamiento desordenado de los átomos, en forma distinta de la transformación martensítica (bajo enfriamiento muy severo), la cual procede a través de un cortante ordenado. Como se mencionó anteriormente, todos los elementos de aleación disueltos en la austenita, excepto el Co, hacen más lenta la transformación a perlita y desplazan hacia la derecha la sección superior de la curva de inicio de la transformación de la austenita.*

La naturaleza del aumento en la estabilidad de la austenita sobreenfriada bajo la influencia de elementos de aleación es más complicada. Mientras que en los aceros al carbono la transformación perlítica está asociada con el nuevo arreglo, $\gamma \longrightarrow \alpha$, *de la red y la redistribución del carbono por difusión, en los aceros aleados esos procesos pueden ser complementados con la formación de carburos especiales y la redistribución por difusión de los elementos de aleación disueltos en forma distinta en la ferrita y en el carburo. Lo anterior no únicamente lo hacen los elementos disueltos en la austenita, que tienen coeficientes de difusión pequeños, los cuales son algunas veces varios ordenes de magnitud más pequeños que los del carbono, excepto que algunos de ellos (Mo y W) bajan la difusión de carbono en la red* γ. *Además de ello, algunos de los elementos (Cr y Ni) retardan el nuevo arreglo* $\gamma \longrightarrow \alpha$, *lo cual es parte de la transformación perlítica.*

Dependiendo de la composición del acero y del grado de sobre enfriamiento, el papel decisivo puede pertenecer a uno de los factores mencionados anteriormente.

La formación de carburos durante la transformación perlítica en los aceros, resulta de una redistribución del carbono y de los elementos de aleación entre las fases que están siendo formadas: ferrita y carburos.

En presencia de elementos disueltos fuertemente formadores de carburos (Nb, V, Cr, etc.), se forman carburos especiales en la austenita sobreenfriada, antes que la transformación $\gamma \longrightarrow \alpha$ empiece, en aceros con exceso de ferrita (en aceros eutectoides e hipereutectoides esta estación está ausente), y en ferríticos eutectoides (perlita). Cada estación da carburos especiales cuyo tipo depende de la composición de la austenita.

Si un acero contiene elementos formadores de carburos (V, Nb, Ti, Zr) que pasan a formar una solución sólida durante la austenitización, entonces se formará un carburo del tipo MeC (VC, NbC, TiC, ZrC) en todas las estaciones.

El esquema de precipitación en la austenita y el proceso de formación de carburos durante la transformación perlítica en aceros con V, Nb, Ti y Zr es como sigue:

$\gamma \longrightarrow MeCa + \gamma'$
$\alpha_{se} + \gamma_e$
$MeC_f + \alpha_{ee}\, Fe_3C + \alpha_{se} \longrightarrow MeCe + a_{ee}$

Aquí γ es la austenita inicial sobrenfriada; MeC_A es el carburo precipitado en la austenita; γ' es la austenita después de la precipitación del carburo; α_{se} es el exceso de ferrita sobresaturada con un elemento formador de carburos y carbono; α_{ee} es el exceso de ferrita en equilibrio; MeC_f es el carburo precipitado en la ferrita en exceso; γ_e es la austenita de composición eutectoide; Fe_3C es la cementita eutectoide (perlita); α_{se} es la ferrita eutectoide supersaturada (perlita); a_{ee} es la ferrita eutectoide en equilibrio; MeC_e es el carburo precipitado en la ferrita eutectoide.

La formación de carburo (MeC_A) en la austenita sobrenfriada antes que la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ inicie se debe al hecho de que la solubilidad de los elementos formadores de carburos y el carbono en la austenita decrecen conforme disminuye la temperatura. Como se ve del esquema, después de la transformación polimórfica $\gamma \rightarrow \alpha$, la ferrita (ambas en exceso y eutectoides) se satura primero con elementos formadores de carburos y carbono, entonces se forma un carburo desde la ferrita y subsecuentemente el estado de la ferrita se aproxima a la condición de equilibrio. Este proceso se tarda unos pocos segundos.

En aceros conteniendo otros elementos de aleación formadores de carburos, como son el Cr, Mo y W, el proceso de formación de carburos es mucho más complicado. Dependiendo del contenido de esos elementos en la austenita, pueden formar varios tipos de carburos: cementita aleada $(Fe, Cr)_3C$ y carburos especiales$(Fe, Cr)_7C_3$ y $(Fe, Cr)_{23}C_6$ en aceros al Cromo y carburos $(Fe, Mo)_{23}C_6$, MoC, Mo_2C y $(Fe, Mo)_6C$ en aceros con Mo. Cuando el elemento es el W, se forman carburos análogos a los mencionados anteriormente para el Mo.

Elementos no formadores de carburos como el Ni, Co, Si, etc., no participan directamente en la formación de carburos. Como una regla general, la cantidad de ellos en la cementita es igual a su concentración promedio en el acero. Esos elementos pueden influir indirectamente en la actividad de otros elementos, esto es, el proceso de su redistribución durante la formación de carburos.

Como se mencionó anteriormente, el proceso de formación de carburos está limitado por la movilidad de los elementos formadores de carburos. Con una disminución en la temperatura su movilidad por difusión disminuye y no se forman carburos especiales bajo el rango de 400 a 500 °C (750 a 930 °F). A bajas temperaturas tiene lugar una transformación intermedia, a bainita, y a altas velocidades de sobrenfriamiento ocurre la transformación martensítica, la cual se lleva a cabo sin difusión.

4.2.2.- Efecto sobre la Transformación Martensítica.

Como en los aceros al carbono, la transformación martensítica en aceros aleados tiene lugar bajo un enfriamiento rápido desde una temperatura mayor que la Temperatura de equilibrio A_1 de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$. A la temperatura de transformación martensítica, se suprime el

movimiento por difusión de átomos metálicos (Hierro y átomos de metales de aleación), así como átomos de metaloides (carbono y nitrógeno). Por esta razón, la transformación martensítica en los aceros procede por un mecanismo sin difusión.

La transformación martensítica puede tener lugar en aceros aleados conteniendo carbono, aceros aleados que no contienen carbono y aleaciones binarias de hierro y elementos de aleación. La transformación martensítica usualmente lleva a la formación de una solución sólida de hierro α *sobresaturada. En aceros conteniendo carbono la solución sólida está sobresaturada principalmente con carbono y en aceros aleados que no contienen carbono con elementos de aleación. El contenido de carbono y de elementos de aleación en la martensita es el mismo que en la austenita inicial.*

La transformación de la austenita en martensita durante el enfriamiento se inicia a una cierta temperatura llamada M_s *(Martensite start o inicio de la martensita). Esta temperatura es independiente de la velocidad de enfriamiento sobre un rango muy amplio de velocidades de enfriamiento.*

La cinética de la transformación martensítica de la mayoría de los aceros al carbono y aceros aleados estructurales y aceros para herramientas, es de carácter atérmico y se caracteriza por un aumento en la cantidad de martensita conforme la temperatura va disminuyendo continuamente en el intervalo martensítico $M_s - M_f$*, donde* M_f *es la temperatura de final de la martensita. Como regla, esta transformación tiene lugar en los aceros con la temperatura* M_s *mayor que la temperatura ambiente.*

Una versión de la transformación martensítica atérmica, es una transformación martensítica explosiva, donde se forma instantáneamente una cierta cantidad de martensita a la temperatura M_s *o ligeramente bajo ésta. Esta transformación se observa en aleaciones con el punto martensítico bajo temperatura ambiente.*

La posición del punto martensítico también determina la microestructura y subestructura del acero martensítico templado. A temperaturas M_s *bajo temperatura ambiente, se forma una martensita laminar en los aceros al carbono y aleados, templados. Los cristales de esta*

martensita se forman como finas placas lenticulares. En aceros con el punto martensítico M_s más alto que temperatura ambiente, se forma una martensita con forma de listón. Los cristales de esta martensita tienen la forma de placas delgadas o laminas de orientación aproximadamente igual. Las subestructuras de la martensita en forma de agujas o de listones son cualitativamente diferentes.

De todo lo dicho anteriormente se puede asumir que la cinética de la transformación martensítica, la morfología de la martensita, la subestructura de los aceros martensíticos templados y algunos otros fenómenos están conectados en gran medida con la temperatura de inicio de la martensita. Así, la influencia de los distintos elementos sobre la transformación martensítica, está determinada primeramente por su influencia sobre la posición del punto martensítico M_s; sin embargo, el punto M_f también tiene importancia desde el punto de vista práctico, ya que es la temperatura a la cual se termina de formar la martensita y si no es alcanzado quedará una cierta cantidad de austenita retenida.

Experimentos concernientes con la influencia de los elementos de aleación sobre la posición del punto martensítico M_s, muestran que el Co y el Al elevan la temperatura de inicio de la martensita; El Si prácticamente no tiene efecto alguno y todos los otros elementos bajan el punto M_s, figura 4.8.

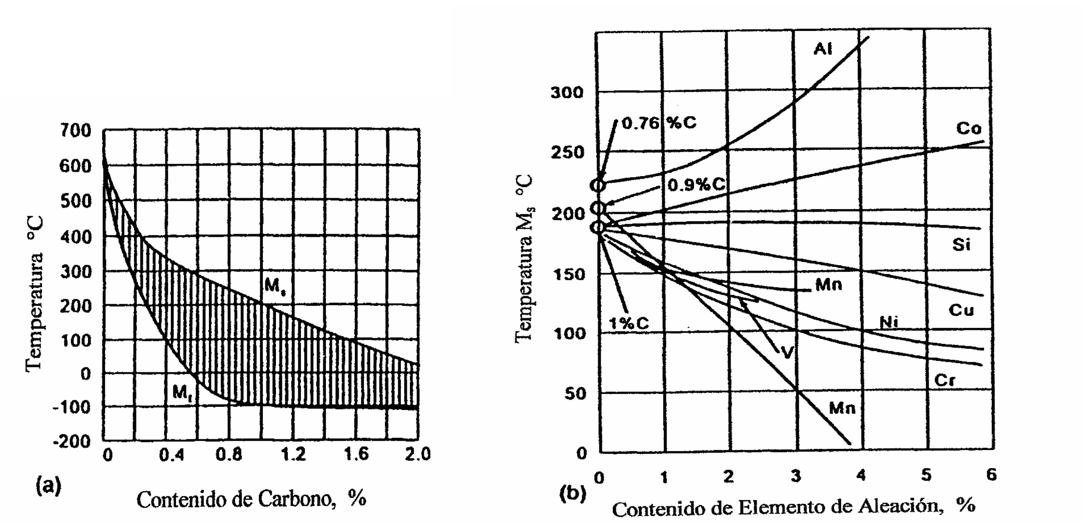


Figura 4.8.- La influencia del contenido de (a) carbono y (b) de los elementos de aleación con 1 % C sobre la posición del punto M_s

La influencia cuantitativa de los elementos de aleación se muestra en la tabla 4.2 , en la cual se dan datos para aceros al carbono conteniendo entre 0.9 y 1.0 % C y 1% del elemento de aleación.

Tabla 4.2.-Influencia cuantitativa de los elementos de aleación

Elemento	Mn	Cr	Ni	V	Si	Mo	Cu	Co	Al
Desplazamiento del punto	-45	-35	-26	-30	0	-25	-7	+12	+18
M_s (°C)	-81	-63	-47	-54	0	-45	-13	+22	+32

Para un amplio rango de contenido de C, la influencia cuantitativa de los elementos puede ser diferente. Se ha podido establecer que entre más pequeño sea el contenido de carbono, más débil es la influencia de los elementos de aleación sobre la posición de la temperatura M_s. La temperatura de inicio de la martensita de aceros aleados de medio carbono se puede estimar empleando la siguiente fórmula empírica:

$$M_s\,(°\,C) = 520 - 320(\%C) - 50(\%Mn) - 30(\%Cr) - 20[\%(Ni + Mo)] - 5[\%(Cu + Si)]$$

Donde %C, %Mn, etc. son los contenidos de los elementos correspondientes en porcentaje en peso.

Los resultados de cálculos realizados con la fórmula anterior para aceros conteniendo carbono en el rango de 0.2 a 0.8 % están en buena concordancia con los datos experimentales; sin embargo, para aceros multialeados esta fórmula no siempre nos lleva a resultados reales, ya que si un acero contiene varios elementos de aleación, es imposible determinar su efecto combinado sobre el punto martensítico por medio de una simple suma.

El punto martensítico M_s se ve afectado más por el contenido de carbono disuelto en la austenita, figura 4.8. La temperatura de final de la Transformación, M_f, disminuye también conforme aumenta el contenido de carbono hasta 1 % (a 100 °C) y permanece constante a cantidades mayores de carbono.

BIBLIOGRAFÍA

1.- Verhoeven, John D. Fundamentals of Physical Metallurgy
John Wiley & Sons. 1975

2.- Jastrzebski, Zbigniew D. The Nature and Properties of Engineering Materials.
John Wiley & Sons. Third Edition. 1987

3.- Van Vlack, Lawrence H. Materials For Engineering: Concepts and Applications.
Addison-Wesley Publishing Company. 1982.

4.- Ashby, Michael F. & David R. H. Jones Engineering Materials 2. An Introduction to Microstructures, Processing and Design.
International Series on Materials Science and Technology, Vol. 39. Pergamon Press. 1986.

5.- Allen, Samuel M. & Edwin L. Thomas.The Structure of Materials.
MIT Series in Materials Science & Engineering . John Wiley & Sons, Inc. 1999.

6.- Mott, N. F. and H. Jones The Theory of the Properties of Metals and Alloys.
Dover Publications, Inc., New York. 1960.

7.- Barrett, Jack. Estructura atómica y Molecular.
Editorial AC, Libros científicos y técnicos. Madrid. 1978.

8.- Grossman, M. A. y E. C. Bain Principios de Tratamientos Térmicos
American Society for Metals, Metals Park, Ohio . Editorial Blume, 1964.

9.- Apraiz, José Barreiro. Tratamientos Térmicos de los Aceros.
Editorial Dossat, S. A. 8ª Edición. 1981.

10. - Honeycombe, Robert and H. K. D. H. Bhadeshia.Steels. Microstructure and Properties. Metallurgy & Materials Science.Arnold. Second Edition 1995.

11.- Avner, Sydney H.Introducción a la Metalurgia Física. McGraw-Hill. Segunda Edición.1988.

12.- Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams American Society For Metals. 1977.

13.- The Making, Shaping and Treating of Steel. 10th Edition. Edited by W. T. Lankford, Jr, N. L. Samways, R. F. Craven and H. E. McGannon. United States Steel. Published by Association of Iron and Steel Engineers. 1985.

14.- Metals Handbook. 8th Edition
Vol.: 1, 2, 7 y 8.
American Society for Metals.